

БЕЛОРУССКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ  
НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК БЕЛАРУСИ  
МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РЕСПУБЛИКИ БЕЛАРУСЬ  
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ КОМИТЕТ ПО НАУКЕ И ТЕХНОЛОГИЯМ  
БЕЛОРУССКИЙ ИННОВАЦИОННЫЙ ФОНД  
БЕЛОРУССКИЙ РЕСПУБЛИКАНСКИЙ ФОНД  
ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ  
БЕЛОРУССКОЕ ФИЗИЧЕСКОЕ ОБЩЕСТВО

Материалы 6-ой международной конференции

# **ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ИЗЛУЧЕНИЙ С ТВЕРДЫМ ТЕЛОМ**

Минск, 28–30 сентября 2005 г.

Минск 2005

УДК 537.5 (043.2)  
ББК 22.333  
В 40

Редакционная коллегия  
*Профессор, доктор физико-математических наук В.М. Анищик*  
*(ответственный редактор),*  
*Кандидат физико-математических наук С.И. Жукова,*  
*Кандидат физико-математических наук И.И. Азарко,*  
*О.Л. Дорожкина*

**Взаимодействие** излучений с твердым телом: Материалы 6-ой  
В 40 междунар. науч. конф., 28-30 сент. 2005 г., Минск. — Мн.: БГУ, 2005. —  
442 с.  
ISBN 985-445-236-0

В сборнике приведены доклады, представленные на 6-ой Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом», 28-30 сентября 2005 г., Минск, и охватывающие следующие тематики: процессы взаимодействия излучений с твердым телом, радиационные эффекты в твердом теле, взаимодействие плазмы с поверхностью, модификация свойств материалов, формирование, структура и свойства покрытий, оборудование для радиационных технологий.

**УДК 537.5 (043.2)**  
**ББК 22.333**

**ISBN 985-445-236-0**  
**ISBN 985-445-235-2**

© БГУ, 2005

# МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ ЖЕЛЕЗА ПОСЛЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСА КОМПРЕССИОННОЙ ПЛАЗМЫ

В.В. Асташинский

Белорусский Государственный университет,  
220080, Минск, пр. Ф.Скорины, 4, тел. (017) 209-55-12, e-mail: vincuk@mail.by

В результате обработки компрессионными плазменными потоками образцов из технически чистого железа на их поверхности формируется полигональная ячеистая структура со средним размером ячейки ~ 400 нм. При критическом значении концентрации примеси (азота), внедряемой во время обработки, наблюдается дендритное расщепление ячеек. Образование такой структуры происходит в процессе кристаллизации из концентрационно-переохлажденного расплава. Рассчитанные значения скорости движения фронта кристаллизации составляют 2-5 м/с.

## Введение

В последнее время широкое распространение получили различные методы модификации материалов, связанные с использованием концентрированных потоков энергии [1-3]. Возникающие в результате воздействия поля ударной волны и термоупругие напряжения приводят к модификации целого ряда свойств поверхностного слоя, а также к существенному изменению морфологии обработанной поверхности.

Проведенные ранее исследования [4] показали возможность использования компрессионных плазменных потоков для формирования субмикронных цилиндрических структур на поверхности полупроводниковых материалов. Были предложены модели [5], с помощью которых получены характерные временные и пространственные параметры рассматриваемых процессов, в том числе глубины оплавления и градиенты температуры.

Представленные в настоящей работе данные позволяют оценить, выполняются ли условия реализации различных механизмов формирования рельефа поверхности в процессе кристаллизации на поверхности технически чистого железа (армко-железа), обработанного плазменным потоком, полученным в квазистационарном плазменном ускорителе — магнитоплазменном компрессоре (МПК).

## Основная часть

Обработку образцов из армко-железа компрессионными плазменными потоками различной мощности проводили в Институте молекулярной и атомной физики НАН Беларуси с помощью газоразрядного МПК компактной геометрии. На выходе ускорителя формируется компрессионный плазменный поток диаметром 1 см и длиной 10 см, который затем расходится с углом полураскрытия струи 10-15°. Скорость плазменных образований компрессионного потока составляет  $6 \times 10^6$  см/с, концентрация электронов плазмы —  $3 \times 10^{17}$  см<sup>-3</sup>, а ее температура — 3 эВ [4, 5]. Изображения обработанной поверхности были получены с помощью растровой электронной микроскопии на РЭМ S-806 фирмы «Hitachi».

Во время воздействия потока на образец (~ 100 мкс) происходит абляция и плавление поверхностного слоя. Одновременно с этим имеет место внедрение примеси (азота) в жидкую фазу.

Морфология поверхности раздела расплав-кристалл определяется условием минимума свободной энергии соприкасающихся фаз, которая в свою очередь зависит от распределения температур, а также наличия примесей, кривизны поверхности и т.д. Для описания конечного вида сформированной в процессе кристаллизации поверхности необходимо найти ее вид (зависящий от времени), соответствующий максимальной скорости превращения и который удовлетворял бы граничным условиям рассматриваемой системы.

Скорость движения фронта кристаллизации  $V_S$  связана с отклонением от равновесной температуры затвердевания расплава кинетическим соотношением [6]:

$$V_S = \mu \cdot \Delta T = \mu(T_m - m_e C_1 - T_1), \quad (1)$$

где  $\mu$  — кинетический коэффициент,  $T_m$  — температура плавления чистого вещества,  $C_1$  и  $T_1$  — концентрация и температура примеси на фронте кристаллизации,  $m_e$  — наклон линии ликвидус на равновесной диаграмме фазового состояния бинарного сплава. При учете эффекта релаксации диффузионного потока концентрация примеси в расплаве  $C$  определяется уравнением массопереноса:

$$\frac{\partial C}{\partial t} + \tau_D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} = D \nabla^2 C, \quad (2)$$

где  $\tau_D$  — время диффузионной релаксации,  $D$  — коэффициент диффузии примеси.

Знак  $V_S$  определяет направление фазового перехода. При отрицательном значении скорости происходит процесс плавления, а при положительном — кристаллизации.

В случае, когда рассматриваемая система характеризуется наличием концентрационно-переохлажденного расплава, поверхность раздела, имеющая ячеистую структуру, становится более устойчивой по сравнению с макроскопически плоской. Как следствие, случайно возникающие изменения формы поверхности раздела не исчезают, а развиваются. Таким образом, превращение гладкой поверхности в ячеистую будет происходить, если значение  $V_S$ , соответствующее выступающим частям ячеек (выступам) будет больше, чем в случае гладкой поверхности

раздела. Тогда поверхностные неоднородности расплава вызовут боковую диффузию примесей, вследствие чего их концентрация вблизи выступа уменьшается, а равновесная температура плавления соответственно возрастает. При определенной степени концентрационного переохлаждения образовавшаяся ячеистая структура станет устойчивой. Пример подобной структуры, реализуемой на поверхности армо-железа после воздействия компрессионным потоком, представлен на рис. 1. Средний размер ячейки составляет  $\sim 400$  нм.

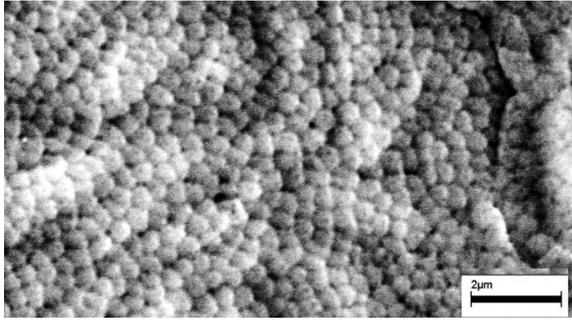


Рис. 1. Ячеистая структура на поверхности железа.

В уравнении (2) учтена скорость диффузии  $V_D = \sqrt{D/\tau_D}$ , которая является максимальной скоростью распространения концентрационных возмущений. Если скорость движения фронта кристаллизации превышает скорость диффузии, образование концентрационно-переохлажденного расплава перед фронтом кристаллизации происходить не будет и, следовательно, не будет сил, вызывающих морфологическую неустойчивость плоской поверхности раздела фаз. Таким образом, для образования поверхностной неоднородности на значение  $V_S$  накладывается дополнительное условие

$$V_S < V_D. \quad (3)$$

Если, в соответствии с (3), концентрация примеси на фронте кристаллизации  $C_1$  будет увеличиваться, то при некотором критическом значении, ячеистая форма выступа станет неустойчивой и начнется боковое ветвление ячеек, т.е. наступит дендритное расщепление (Рис. 2).

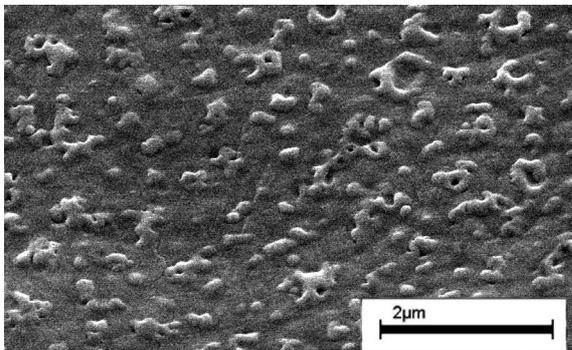


Рис. 2. Дендритное расщепление ячеистой структуры.

Распределение температурного поля в образце  $T(x, y, z, t)$  определяется уравнением

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \nabla^2 T + \Delta H \frac{\partial g}{\partial t}, \quad (4)$$

где  $c_p$  — удельная изобарная теплоемкость,  $\lambda$  — теплопроводность,  $\Delta H$  — скрытая теплота фазового перехода,  $g$  — доля твердой фазы.

**Результаты оценки скорости фронта кристаллизации**, полученные согласно выражению (1), представлены в таблице. В качестве значения  $C_1$  была принята концентрация азота в поверхностных слоях ( $C_0$ ), полученная методом Оже-электронной спектроскопии, которая считалась однородной и равной 5 ат.% [7]. Значения температурных полей для случая воздействия на железо компрессионными плазменными потоками, генерируемыми МПК, взяты из [8]. В указанной работе температурное поле рассчитывали в предположении, что температура в некоторой точке образца в момент времени  $t$  зависит лишь от расстояния  $x$  между этой точкой и поверхностью образца, без учета градиентов концентрации примеси на фронте кристаллизации. Такой упрощенный подход приводит к завышению значений скорости плавления, приведенных в таблице, но не существенен для расчета скорости движения фронта кристаллизации.

Таблица. Скорость движения фронта фазового перехода

$t$ , мкс	$T_1$ , $10^3$ K [8]	$V_S$ , м/с
33	2,15	-40
100	3,5	-175
133	2,0	-25
200	1,7	5

Также при расчетах были использованы следующие физические параметры системы железо-азот:  $m_e = -50$  К/вес.% [9],  $T_m = 1811$  K [10],  $\Delta H = 1,93 \times 10^9$  Дж/м<sup>3</sup> [10],  $\mu = 0,1$  м/с  $\times$  K [6],  $G' = 10^7$  К/м [8].

Как видно из таблицы, примерно через 50 мкс после окончания воздействия ( $t > 133$  мкс), когда  $V_S$  меняет знак, начинается процесс кристаллизации с достаточно высокой скоростью, определяемой большим значением температурного градиента.

**Приближительный расчет диаметра ячеек** в неподвижном расплаве проводился с использованием уравнение [11]

$$a \approx \frac{D}{2\pi V_S} \left\{ 1 + \left[ 1 + \frac{16\pi^2 V_S}{D} \sqrt{\frac{0,6\gamma}{\Delta S G'}} \right]^{1/2} \right\}, \quad (5)$$

где,  $G'$  — эффективный температурный градиент на вершине ячейки,  $\Delta S = \Delta H/T_1$  — изменение энтропии при фазовом переходе,  $\gamma$  — энергия поверхности раздела кристалл-расплав.

Поскольку с увеличением концентрации азота поверхностная энергия системы Fe–N уменьшается [12], то, для того, чтобы ячеистая структура оставалась устойчивой, нижняя граница содержания примеси должна соответствовать условию (3), а верхняя — определяться значением  $\gamma$ .

Из рис. 3 видно, что рассчитанные при  $V_S \sim 2$  м/с значения диаметра ячеек совпадают с наблюдаемыми в эксперименте (рис. 1). Отклонение от истинного значения может быть вызвано содержанием в железе до 0,025 вес.% углерода, который не учитывался при расчетах. Кроме того, на морфологию поверхности оказывают влияние и другие факторы, такие как механическое равновесие границ, атомная кинетика процессов кристаллизации и ее анизотропия и др.

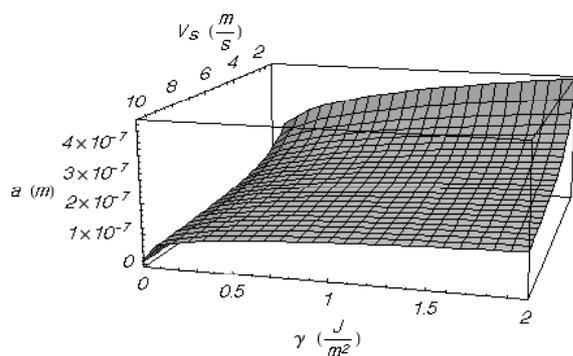


Рис. 3. Диаметр ячейки при различных энергиях поверхности раздела и скоростях движения фронта кристаллизации.

### Заключение

Проведенные исследования показали, что стадия кристаллизации расплава, образовавшегося на поверхности образцов армо-железа в результате обработки компрессионными плазменными потоками, генерируемыми МПК, начинается через 50 мкс после окончания воздействия. Определена скорость движения фронта кристаллизации, которая составляет 2-5 м/с.

Формирование ячеек происходит в процессе кристаллизации из концентрационно-переохлажденного расплава, поскольку данная поверхность раздела в этом случае является

более устойчивой по сравнению с макроскопически плоской.

Экспериментально наблюдаемое дендритное расщепление ячеек при критическом значении концентрации примеси подтверждает адекватность подхода к описанию процессов формирования рельефа поверхности.

Рассчитанные диаметры ячеистой структуры находятся в разумном соответствии с наблюдаемыми в эксперименте.

Автор выражает благодарность сотрудникам лаборатории физики плазменных ускорителей Института молекулярной и атомной физики НАН Беларуси за обработку образцов компрессионными плазменными потоками.

### Список литературы

1. Rocha A.daS., Strohaecker T., Hirsch T. // Surf. Coat. Technol. — 2003. — Vol.165. — P.176.
2. Ivanov Yu., Matz W., Rotshtein V., Gunzel R., Shevchenko N. // Surf. Coat. Technol. — 2002. — Vol.150. — 188-198.
3. Hiroshi Akamatsu, Tsutomu Ikeda, Kingo Azuma, Etuso Fujiwara, Mitsuyasu Yatsuzuka // Surf. Coat. Technol. — 2001. — Vol.136. — P.269.
4. Uglov V.V., Anishchik V.M., Astashynski V.V., Astashynski V.M., Ananin S.I., Askerko V.V., Kostyukevich E.A., Kuz'mitski A.M., Kvasov N.T., Danilyuk A.L. // Surf. Coat. Technol. — 2002. — Vol.158. — P.273.
5. Анищик В.М., Углов В.В., Пунько А.В., Асташинский В.В., Квасов Н.Т., Данилюк А.Л., Асташинский В.М., Ананин С.И., Аскерко В.В., Костокевич Е.А., Кузьмицкий А.М. // Перспективные материалы. — 2003. — №5. — С.5.
6. Галенко П.К., Харанжевский Е.В., Данилов Д.А. // Журнал технической физики. — 2002. — Т.72, вып.5. — С.48.
7. Anishchik V.M., Astashynski V.V., Uglov V.V., Fedotova J.A., Stanek J., Kuzmitski A.M. // Vacuum. — 2005. — Vol. 78, iss. 2-4. — P. 589.
8. Черенда Н.Н., Углов В.В., Асташинский В.М., Пунько А.В., Торват Г., Штрицкер Б. // Вакуумная техника и технология. — 2005. — Т.15, №1. — С.29.
9. Paranipe V.G., Cohen M., Bever M.B., Floe C.F. // Journ. Metals. — 1950. — 188, №2. — P.261.
10. Kurz W., Fisher D.J. Fundamentals of Solidification. 3rd ed. Aedermannsdorf: Trans Tech Publication, 1992. 305 p.
11. Bolling G.F., Tiller W.A. // J. Appl. Phys. — 1960. — Vol. 31. — P.2040.
12. Kingery D., Norton F.H. // Journ. Inst. Metals. — 1956. — Vol. 84, №8. — P.726.

## SURFACE MORPHOLOGY OF IRON UNDER THE INFLUENCE OF COMPRESSION PLASMA IMPULSE

V.V. Astashynski

Belarusian State University, F.Skaryna Ave.,

4, Minsk, 220080, ph. (+375-17) 209-55-12, e-mail: vincuk@mail.by

Polygonal cellular structure with the typical cell size of about 400 nm appears on the surface of iron samples as a result of processing by compression plasma flows. Dendritic fission of cells is observed at the critical value of concentration of nitrogen impurity incorporated during the treatment. The formation of such structure takes place in the process of crystallization from undercooled because of concentrated melt. The calculated values of the rate of movement of solid-melt interface are 2-5 m/s.