

05.3; 10; 12

© 1992

ИОННО-ЛУЧЕВОЕ СМЕШИВАНИЕ ДВУХСЛОЙНЫХ
МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ Al/Fe и $Fe-W$ И.Г. Мурзин, А.П. Куприн, Е.В. Колосова,
И.А. Комаровский, Л.П. Чупятова

В последнее время повышенное внимание уделяется легированию поверхностных слоев металлов методом ионно-лучевого смешивания (ИЛС), позволяющим преодолеть некоторые принципиальные недостатки прямой ионной имплантации (ограничение на верхний предел вводимой примеси, необходимость использования экзотических источников ионов и т. д.) [1-3]. Характер и особенности распределения легирующих элементов в приповерхностных слоях $\alpha-Fe$ в зависимости от термодинамических и баллистических параметров смешивания изучались в [2]. Было показано, что в системе Al на Fe (Al/Fe) доминирующим механизмом смешивания является радиационно-стимулированная диффузия, а в системах Fe на W (Fe/W) и W на Fe (W/Fe) смешивание, вероятно, осуществляется за времена „остывания“ микрообъемов вещества, возбужденных ионной бомбардировкой (механизм термических пиков).

Целью данной работы являлась выработка критерия, позволяющего предсказывать направление преимущественного переноса элементов в системах, обладающих различными механизмами смешивания, а также установление влияния ИЛС на изменение структуры и фазового состава поверхности.

Методика приготовления и облучения двухслойных систем подробно описана в [2, 3]. Смешивание проводили ионами инертных газов (Ar^+ , Kr^+ и Xe^+) с энергиями в интервале от 120 до 250 кэВ и дозами до $3 \cdot 10^{16}$ см⁻². Концентрационные профили основных элементов по глубине получали с помощью Оже-спектроскопии (ОС) с послойным травлением. Структуру модифицированной поверхности изучали с использованием Мессбауэровской спектроскопии конверсионных электронов (МСКЭ) и рентгеновской дифракции (РД) в асимметричной брегговской геометрии при скользящем падении пучка. Распределение энергии, внесенной ионами при облучении в упругих столкновениях с атомами мишени рассчитывалось с помощью программы ТРИМ.

Для установления критерия переноса элементов мы провели эксперимент в системах Fe/W и W/Fe , т. е. в системах с измененной последовательностью нанесения слоев. При этом все основные параметры смешивания [2] (средняя атомная масса системы $M_{ср}$, критическая температура T_c и теплота смешивания ΔH_{mix}) остаются без изменения.

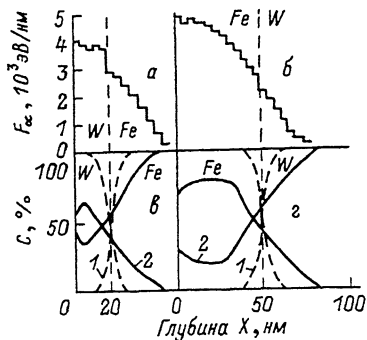


Рис. 1. Рассчитанные профили распределения внесенной энергии $F_d(x)$ после облучения ионами Xe^+ систем $W(20\text{ нм})/Fe$ (а) и $Fe(50\text{ нм})/W$ (б). На рис. 1 (в, г) даны распределения концентрации элементов по глубине в соответствующих системах до (1) и после (2) смешивания дозой $3 \times 10^{16} Xe^+ / \text{см}^2$.

На рис. 1, а, б приведены профили внесенной энергии $F_d(x)$, рассчитанные с учетом передачи энергии в субкаскадах с помощью программы ТРИМ для смешивания систем $Fe(20\text{ нм})/W$ и $W(50\text{ нм})/Fe$ ионами Xe^+ с энергией 240 и 250 кэВ, соответственно. Видно, что несмотря на смену чередования слоев значение внесенной энергии вблизи внутренней границы раздела $F_{d, \text{гп}}$ больше для верхнего слоя обеих систем, чем для материалов основ (рис. 1, а, б). Из рис. 1, в, г следует, что в результате облучения в обеих системах имеет место преимущественное проникновение элемента основы (Fe в системе W/Fe и W в системе Fe/W) в пленку и его накопление на поверхности образца. Сопоставление концентрационных профилей с распределениями внесенной энергии показывает, что преимущественное распространение элементов происходит в сторону слоя с большим значением внесенной энергии, т. е. с более высокой концентрацией радиационных дефектов.

Для подтверждения данного предположения провели эксперимент в системе Al/Fe . При этом смешивание проводилось ионами Ar^+ , Kr^+ и Xe^+ (в порядке увеличения их атомных масс) с энергией 120, 160 и 80 кэВ, соответственно. Расчет внесенной энергии показал, что при облучении $Ar^+ F_{d, \text{гп}}(Al) \approx F_{d, \text{гп}}(Fe) \approx 9 \times 10^2 \text{ эВ/нм}$, $Kr^+ F_{d, \text{гп}}(Al) \approx 1.9 \cdot 10^3 \text{ эВ/нм} < F_{d, \text{гп}}(Fe) \approx 2.5 \cdot 10^3 \text{ эВ/нм}$ и $Xe^+ F_{d, \text{гп}}(Al) \approx 1.1 \cdot 10^3 < F_{d, \text{гп}}(Fe) \approx 2 \cdot 10^3 \text{ эВ/нм}$. В первом случае ионная бомбардировка приводит к равномерному взаимному проникновению элементов из одного слоя в другой (толщина смешанного слоя $\zeta \approx 10 \text{ нм}$), увеличивающемуся с ростом дозы облучения. При воздействии ионами Kr^+ и Xe^+ размеры смешанных областей при аналогичных дозах облучения значительно больше ($\zeta \approx 30-40 \text{ нм}$), а смешивание происходит путем преимущественного проникновения атомов Al в железную матрицу. Таким образом, подтверждается предположение о преимущественном переносе элементов в слой с

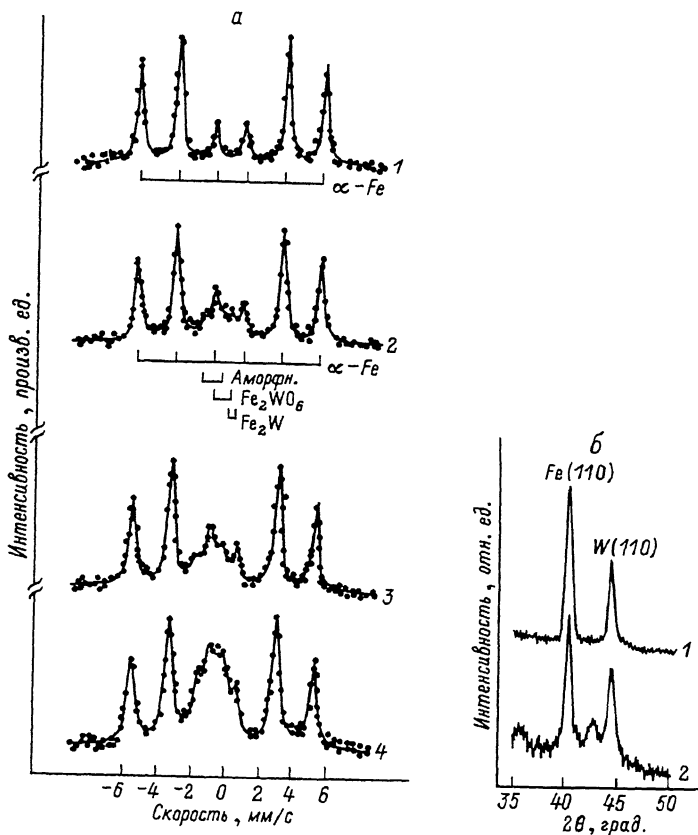


Рис. 2. (а) Спектры конверсионных электронов системы Fe/W до (1) и после смешивания ионами Xe^+ с энергией 250 кэВ, плотностью тока 0.3 мкА/см^2 и дозами 7×10^{15} (2), $1 \cdot 10^{16}$ (3) и $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ (4). б) Кривые РД исходной (1) и облученной (2) ($E=250 \text{ кэВ}$, $\Phi=3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{см}^2$) системы Fe/W .

большим значением $F_{др}$, т. е. с более высокой концентрацией радиационных дефектов.

О возможном образовании соединений в модифицированной поверхности системы Fe/W свидетельствуют области с примерно постоянной концентрацией элементов, отвечающие составу $Fe_{80}W_{20}$ (рис. 1, г). На основании результатов анализа мессбауэровских спектров (рис. 2, а) и данных рентгеноструктурных исследований (рис. 2, б) установлено, что в поверхности исходного образца содержится фаза $\alpha-Fe$, а в образцах после ИЛС—аморфная фаза и, вероятно, фазы Fe_2W и Fe_2WO_6 . С ростом дозы облучения содержание $\alpha-Fe$ уменьшается, а других фаз возрастает (см. таблицу). Путем снятия кривых РД в интервале углов падения рентгеновского пучка α от 0.1 до 5° установлено, что образующиеся

Т а б л и ц а

Параметры Мёссбауэровских спектров системы Fe/W до и после ИЛС. IS - изомерный сдвиг, QS - квадрупольное расщепление. Γ - ширина линии, S - вклад фазы в Мёссбауэровский спектр

Образец	Предполагаемая фаза	IS мм/с	QS мм/с	Γ мм/с	S %
Исходный	$\alpha-Fe$	0	0	0.46	100
7.10 ¹⁵	Fe_2W	-0.22	+0.27	0.46	2.5
	Fe_2WO_6	+0.39	+0.82	0.46	2.0
	Ам. фаза	+0.95	+1.12	0.79	10.5
1.10 ¹⁶	$\alpha-Fe$	0	0	0.45	85
	Fe_2W	-0.22	+0.27	0.46	2.5
	Fe_2WO_6	+0.39	+0.82	0.46	3.0
	Ам. фаза	+0.96	+1.18	0.78	14
3.10 ¹⁶	$\alpha-Fe$	0	0	0.46	80.5
	Fe_2W	-0.22	+0.27	0.46	6
	Fe_2WO_6	+0.39	+0.82	0.46	5
	Ам. фаза	+0.90	+1.08	0.64	19
	$\alpha-Fe$	0	0	0.54	70

фазы лежат в приповерхностном слое толщиной 10–50 нм, что согласуется с данными ОС.

Расчетная температура разогрева образцов во время имплантации, оцененная для наиболее неблагоприятного случая отсутствия теплоотвода, не превышала 100 °С [4]. Оценки также показывают, что различие в теплопроводности материалов пленки и основы ($k = 73$ и 134 Вт/м град для Fe и W , соответственно) не должно приводить к заметному повышению температуры в приповерхностном слое [5]. Поэтому, образование фаз Fe_2W и Fe_2WO_6 , присутствующих на равновесных фазовых диаграммах и обладающих высокими температурами плавления ($T_{пл} \approx 1000$ °С), может объясняться радиационной диффузией атомов Fe , W и O внутри объемов каскадов атомных столкновений на стадии „остывания” термических пиков. Наличие кислорода в образующейся фазе Fe_2WO_6 , по-видимому, связано с его имплантацией с поверхности пленки в глубь мишени по механизму прямых отдач на глубину ≈ 20 нм. Атомы кислорода, возможно, также стабилизируют аморфную фазу, формирование которой согласуется с известным критерием аморфизации при ИЛС [6]. Согласно данному критерию, система $Fe-W$, обладая нулевой теплотой смешивания ΔH_{mix} [7] и максимально возможным концентрационным интервалом аморфизации, равным 65%, относится к „промежуточному” классу, в котором образование аморфных фаз возможно, но не обязательно.

С п и с о к л и т е р а т у р ы

- [1] W a s G. // Progress in Surface Science. 1990. V. 32. N 2. P. 211-332.
- [2] Ч у п я т о в а Л.П., К о м а р о в с к и й И.А., П е к ш е в а Т.Е., М у р з и н И.Г. // Поверхность. 1991. № 6. С. 113-120.
- [3] Ч у п я т о в а Л.П., М у р з и н И.Г., П е к ш е в а Т.Е., К о м а р о в с к и й И.А. // Письма в ЖТФ. 1991. Т. 17. В. 15. С. 69-72.
- [4] Р и с с е л X., Р у г е И. Ионная имплантация. М.: Наука, 1983. 380 с.
- [5] Y a d a v a R.D.S. // Rad. Eff. 1982. V. 63. P. 231-236.
- [6] L i u B.X. // Nucl. Instr. & Meth. in Phys. Res. 1989. (b). V. 40/41. N 2. P. 603-607.
- [7] В о о т R., Д е В о е р F.R., Н и е с с е н А.К., М и е д а т а А.Р. // Physica. 1983. (b). V. 115. N 2. P. 285-309.

Московский институт стали и сплавов
МГУ им. М.В. Ломоносова

Поступило в Редакцию
23 июня 1992 г.