

УДК 539.219.3:53.09

Герцрікен Д.С., канд. фіз-мат. наук  
 Мазанко В.Ф., докт. техн. наук, професор  
 Зайцева Н.В., канд. техн. наук

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України, м. Київ,  
 deciatinka@gmail.com

### ВПЛИВ МЕЖ ЗЕРЕН ПОЛІКРИСТАЛІВ ТА ОРІЄНТАЦІЇ МОНОКРИСТАЛІВ НА РОЗПОДІЛ ПРОНИКЛИХ АТОМІВ ПРИ ІМПУЛЬСНІЙ ОБРОБЦІ МЕТАЛІВ

Відомо, що у стаціонарних ізотермічних умовах за низьких температур міграція атомів здійснюється переважно за дефектами кристалічної структури, і тільки при передплавильних температурах внесок об'ємної дифузії в загальний потік речовини стає порівняним з проникненням атомів по межах зерен. При цьому вміст дифундуючої речовини в шарі є пропорційним квадрату глибини проникнення, тобто глибини залягання шару. У той самий час для ударного стиску, як свідчать проведені експерименти (рис. 1), навіть за температурах навантаження  $T < 0,5 T_{пл}$  має місце квадратична залежність логарифму концентрації від глибини. При цьому, на відміну від ізотермічного відпалу, коли наявність меж зерен збільшує дифузійну рухливість атомів, і концентраційні профілі стають більш пологими і ширяться на великі глибини (рис. 1, криві 1 і 2), при ударному стиску профілі розподілу мічених атомів в моно- та полікристали повністю збігаються.

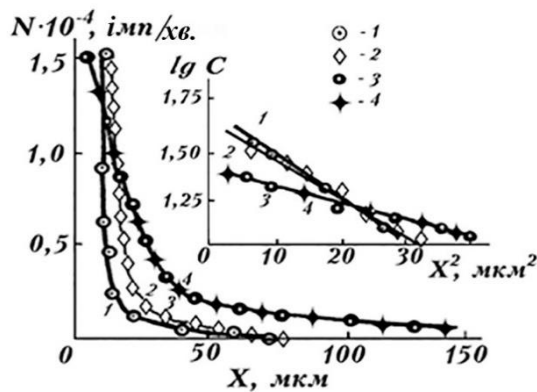


Рис. 1 – Концентраційні профілі розподілу заліза  $^{55}\text{Fe}$  в моно – (1,3) та полікристалічному (2,4) Мо, отримані методом макро-авторадіографії, після відпалу при 1873 К (1,2) та імпульсного навантаження при 1273 К (3,4).

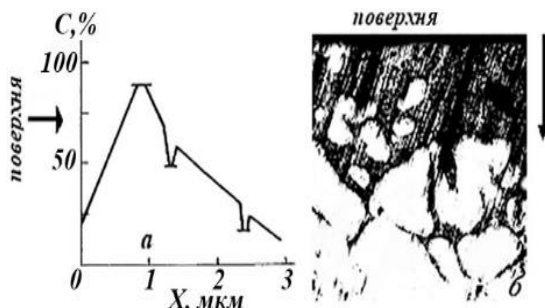


Рис. 2 – Розподіл атомів поверхневого шару в залізі по глибині дифузійної зони після ударного стиску (а:  $^{55}\text{Fe}$ , 373 К, 20  $\text{с}^{-1}$ ) та ізотермічного відпалу (б:  $^{63}\text{Ni}$ , 1073 К,  $\times 100$ ). Стрілки вказують напрями дифузії

Також однаковими за видом та глибиною проникнення є розподіл власних і чужорідних атомів у полікристалах (Co, Fe, Ni, Mo, Nb, Ti, Sn, Zn, Cd, Al, Cu тощо) з різним розміром зерна (від 1 мкм до 1 мм), деформованих при низьких та підвищених температурах в інтервалі швидкостей деформації від 0,5 до  $10^4 \text{с}^{-1}$ . Отже, протяжність меж зерен в будь-якому металі з різною симетрією з точністю до похибки експерименту не впливає на глибину проникнення атомів.

Згідно з даними авторадіографічного аналізу та ВІМС при ударному стиску, тобто імпульсному пластичному деформуванні, як і при ЕП-впливі та інших видах імпульсного пружного навантаження [1], та на відміну від ізотермічного відпалу, в областях, розташованих уздовж меж зерен, концентрація проникаючих атомів нижча, ніж в об'ємі зерна (рис. 2), причому спостерігається тенденція до збільшення ступеня збіднення та ширини збідненої області із зменшенням кута між межею та напрямком деформації. На ділянках меж зерен, паралельних напрямку дії деформуючого імпульсу, концентрація слабо відрізняється від такої в об'ємі зерна.

Дослідження рухливості атомів, тобто визначення величини коефіцієнтів дифузії показало, що наявність і протяжність збіднених ділянок меж зерен не позначається ні на загальній глибині проникнення, ні на рухливості атомів (табл. 1).

Таблиця 1 – Рухливість атомів у полі- та монокристалах

Метал	$d$ , мкм;	(hkl)	$\dot{\epsilon}$ , с <sup>-1</sup>	$T$ , К	*Me	$D_M$ , см <sup>2</sup> /с
Mo	15		50	1473	<sup>55</sup> Fe	$2,5 \cdot 10^3$
	1000					$2,7 \cdot 10^3$
		100				$2,8 \cdot 10^3$
		110				$3,0 \cdot 10^3$
Nb		100	25	1273	<sup>55</sup> Fe	$7,3 \cdot 10^{-6}$
		111				$6,1 \cdot 10^{-6}$
Cu	25		50	293	<sup>63</sup> Ni	$2,0 \cdot 10^{-5}$
		100				$2,4 \cdot 10^{-5}$
		111				$2,1 \cdot 10^{-5}$
Al	50		120	77	<sup>55</sup> Fe	$5,8 \cdot 10^{-6}$
	200					$6,0 \cdot 10^{-6}$
	1000					$5,6 \cdot 10^{-6}$
		100				$5,0 \cdot 10^{-6}$
		111				$5,1 \cdot 10^{-6}$
Zn	35		55	273	<sup>55</sup> Fe	$3,3 \cdot 10^{-5}$
	200					$3,2 \cdot 10^{-5}$
		002				$3,1 \cdot 10^{-5}$
		1000				$3,2 \cdot 10^{-5}$
Sn	10		70	273	<sup>55</sup> Fe	$2,2 \cdot 10^{-5}$
		001				$2,0 \cdot 10^{-5}$
Cd	5		70	273	<sup>63</sup> Ni	$1,3 \cdot 10^{-4}$
	50					$1,4 \cdot 10^{-4}$

Щодо меж субзерен, то в них також спостерігаються ділянки зі зниженим вмістом проникаючих атомів (рис. 3 а, б). Тобто межі зерен і дислокації, що вишикуюються в полігональні стінки, є перешкодою на шляху проникаючих атомів. Втім не можна виключити можливості “відсмоктування” атомів із меж та субмеж у об’єм вже після завершення дії деформації. Спостережуване зменшення кількості проникаючих атомів у субмежу, тобто у місця

вбудовування дислокацій в полігональні стінки, дозволяє припустити, що при імпульсному впливі дислокації як служать шляхами короткої дифузії, як і рівноважних умовах, а надають бар’єрну дію. Справді, збільшення щільності дислокацій шляхом попередньої статичної деформації холодного металу (заліза та нікелю) на 10 – 30 % сприяє зменшенню глибини проникнення при подальшій імпульсній обробці без нагрівання 2 – 3 рази, а попередня вибухова обробка, що призводить

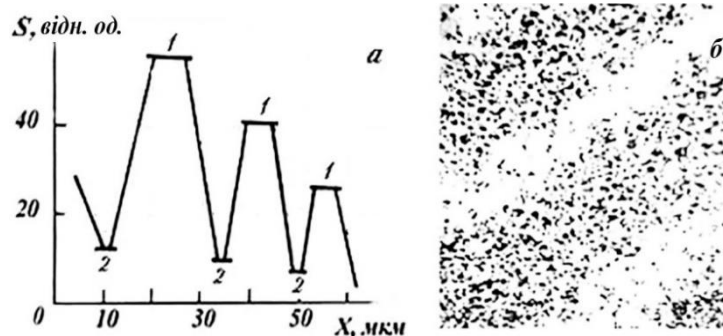


Рис. 3 – Концентрація <sup>63</sup>Ni в рекристалізованому ніобії після імпульсної обробки зі швидкістю 25 с<sup>-1</sup> на глибині 15 мкм у площині, паралельній поверхні (за 0 прийнята середина площини) (а): 1 – об’єм субзерна, 2 – субмежа, та авторадіограма-репліка цієї ділянки (б).

до зростання щільності дислокацій до 1 2, знижує глибину проникнення більш ніж у 5 разів (у порівнянні з відпаленим металом).

#### Список посилань

1. Герцрикен Д.С. та ін. Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий. – Киев: РИО ИМФ НАНУ, 2001. – 444 с.

УДК 539.4:620.192.7:661.862

Єфімов М.О., канд. фіз.-мат. наук

Голубенко О.А., канд. фіз.-мат. наук

Чугунова С.І., канд. фіз.-мат. наук

Гончарова І.В., канд. фіз.-мат. наук

Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України, Київ,

yefimov@ipms.kiev.ua

### ДОСЛІДЖЕННЯ ТВЕРДОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ КВАЗІКРИСТАЛІЧНИХ ПОКРИТТІВ СИСТЕМИ Al – Cu – Fe ПРИ РІЗНИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Створення нових багатофункціональних матеріалів із унікальними властивостями є характерною рисою сучасної науки та техніки. Квазікристали (КК) характеризується далеким порядком у розташуванні атомів і симетрією, яка заборонена класичною кристалографією кристалів. Незвичайність структури КК обумовлює низку специфічних фізичних властивостей, що у своє чергу створює основи розробки функціональних матеріалів для практичного використання сучасної техніки.

Стабільні КК системи Al-Cu-Fe представляють великий практичний інтерес через поєднання їх фізичних властивостей (низька щільність – близько 4,5 г/см<sup>3</sup>, висока твердість – 70-100 ГПа, високий модуль пружності – 70-100 ГПа, висока корозійна стійкість та зносостійкість, низький коефіцієнт тертя, низька теплопровідність та коефіцієнт термічного розширення, за значенням близький до металів) [1].

В роботі досліджували КК покриття Al<sub>63</sub>Cu<sub>25</sub>Fe<sub>12</sub> з водорозпиленних порошків фракції 40-80 мкм, які наносили на підкладку із сталі 45 методом високошвидкісного повітряно-паливного напилення, який успішно використовується для отримання жаро-та зносостійких металевих та композиційних покриттів [2]. Внаслідок крихкості при кімнатній температурі [3], для вивчення механічних властивостей КК був застосований метод локального навантаження індентором. Вимір мікротвердості при температурі 77К проводили під шаром рідкого азоту на установці ПМТН. Вимір твердості при підвищених температурах проводили у вакуумі на установці Гудцова-Лозинського [4].

За даними рентгенофазового аналізу порошки системи Al-Cu-Fe, безпосередньо після отримання, мали двофазну структуру: 75 ваг.% ікосаедричної КК фази і 25 ваг. % кристалічної β-фази на основі AlFe(Cu), що має ОЦК кристалічну решітку. Після напилення порошку методом високошвидкісного повітряно-паливного напилення в покриттях спостерігали таку ж кількість КК фази, як і у порошку - 75 ваг.%.

Після нагрівання покриття до температури 1023 К відбувається перехід з двофазного в повністю однофазний КК стан, що призводить до підвищення мікротвердості. Так у вихідному стані мікротвердість покриттів при вимірі на поверхні становила H<sub>v</sub> = 6,51±0,23 ГПа. Після нагрівання до 2023 К мікротвердість покриття становила H<sub>v</sub>=7,13±0,21 ГПа.

На рис. 1, а представлена температурна залежність твердості КК покриття в процесі нагрівання і подальшого охолодження. На кривій температурній залежності твердості можна виділити дві ділянки: перша ділянка до 573 К, коли зміна твердості незначна і друга ділянка, на якій відбувається різке зниження твердості із підвищенням температури.