

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ НА ТОНКУЮ СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЯ

В.М.Анищик, С.И.Жукова, Н.И.Поляк
Белгосуниверситет, 220050, Минск, пр. Ф. Скорины, 4, тел. 226-57-00,
e-mail: victor@phys.bsu.unibel.by

Исследованы микротвердость и тонкая структура сплавов алюминия Д16 и АМц, имплантированных ионами криптона с энергией 245 МэВ до доз 10^{13} и 10^{14} см⁻². Имплантация приводит к разупрочнению дисперсионно твердеющего сплава Д16 и упрочнению термически не упрочняемого сплава АМц. Изменение параметров тонкой структуры алюминиевой матрицы имплантированных сплавов хорошо согласуется с изменением их микротвердости.

Введение

Несмотря на то, что использование высокоэнергетической ($E > 1$ МэВ/а.е.м.) ионной имплантации (ВЭИИ) для модификации поверхностных слоев металлов и сплавов перспективно, число опубликованных в печати работ, посвященных исследованию влияния ВЭИИ на механические свойства этих материалов, крайне ограничено. Определенный научный интерес представляет тот факт, что изменение прочностных свойств при ВЭИИ подобно их изменению при имплантации ионов средних энергий [1]. Поскольку на большей части траектории высокоэнергетических ионов основной вклад в потери их энергии вносят неупругие взаимодействия с атомами мишени, вопрос о механизмах, контролируемых наблюдаемые изменения свойств, до сих пор остается открытым.

Особый интерес представляет имплантация ионов в дисперсионно твердеющие сплавы, так как изменение их свойств может быть обусловлено не только процессами дефектообразования, но и возможными структурно-фазовыми превращениями. Так, в [2] исследованы структурно-фазовые превращения в нержавеющих сталях аустенитного и ферритного классов при облучении ионами хрома и никеля с энергией 1...3 МэВ в температурном интервале 620...1020 К до повреждающих доз 5...160 с.н.а. Показано, что в процессе облучения имеет место модификация фаз, существовавших до облучения, и образование новых неравновесных выделений. Предложена модель потери фазовой стабильности облученных сплавов, основным механизмом которой является радиационно-индуцированная сегрегация.

Авторами [3] исследовались механические свойства сплавов ванадия, имплантированных ионами Хе¹²⁹, в зависимости от температуры послерадиационного отжига. Повреждающие дозы соответствовали 6,5·10⁻³ с.н.а. Показано, что степень упрочнения определяется влиянием легирующих примесей замещения на степень старения, обусловленного примесями внедрения.

Влияние имплантации ионов Не²⁰ ($E=26,7$ МэВ) на дисперсионно твердеющие сплавы алюминия в интервале доз (2...5)·10⁻³ с.н.а изучалось в работе [4]. Показано, что на начальном этапе имплантации микротвердость сплавов уменьшается в результате формирования блочной структуры (Д16) и рекристаллизационных

процессов (АК4). Увеличение дозы имплантации приводит к их упрочнению в результате образования мелкодисперсных выделений S- и θ -фаз. Для сплава АМц (термически не упрочняемого) обнаружено [5] радиационно-стимулированное упрочнение, проявляющееся в увеличении микротвердости и изменении микроструктуры, характерном для пластически деформированных металлов.

Целью настоящей работы является изучение влияния высокоэнергетической имплантации ионов Кг⁸⁴ на тонкую структуру алюминиевых сплавов Д16 и АМц.

1. Методика эксперимента

Дисперсионно твердеющий сплав Д16 в качестве основных легирующих компонент содержит Си и Mg. Упрочняющими фазами являются интерметаллические соединения Cu₂Al и Al₂CuMg (θ - и S-фазы). Исследован естественно состаренный сплав Д16, структурно-фазовое состояние которого соответствует наличию зон Гинье-Престона в твердом растворе. В термически не упрочняемом сплаве АМц основным легирующим компонентом является Mn. Fe, являясь неизбежной примесью в Al, образует с химическим соединением Al₆Mn нерастворимую фазу (MnFe)Al₆. Перед ВЭИИ образцы подвергались электрополировке.

Имплантация образцов ионами Кг⁸⁴ с энергией 245 МэВ проводилась до доз 10^{13} ... 10^{14} см⁻², при этом плотность потока ионов составляла $2 \cdot 10^9$ см⁻²·с⁻¹ (интервал доз повреждений соответствует 10^{-4} ... 10^{-3} с.н.а.). Температура образцов при облучении не превышала 303 К. Проведенный с помощью программы TRIM, расчет показал, что проективный пробег ионов Кг⁸⁴ в алюминиевой матрице равен 28 мкм.

Методика измерения микротвердости описана в [5].

Вклад микроискажений и дисперсности блоков мозаики или обоих факторов одновременно в уширение дифракционных линий определялся методом аппроксимации [6]. С целью наиболее точного и надежного разделения данных эффектов анализировались линии, значительно отличавшиеся по углу отражения. Съёмка производилась на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении. В качестве эталона использован отожженный образец Al для обоих сплавов. Расчет плотности дислокаций проводился согласно [7].

II. Результаты и их обсуждение

В результате ВЭИИ в сплаве Д16 с ростом дозы имплантации наблюдается уменьшение микротвердости. В сплаве АМц имплантация приводит к значительному росту микротвердости (табл. 1).

Таблица 1.
Относительное изменение микротвердости $\Delta H/H_0$ сплавов алюминия, имплантированных ионами криптона

Доза, ион/см ²	$\Delta H/H_0$, %	
	Д16	АМц
10 ¹³	-8	+18
10 ¹⁴	-21	+41

Разупрочнение сплава Д16 может быть связано с радиационно-индуцированными процессами дораспада твердого раствора и растворением зон Гинье-Престона (ГП). Одновременно с этими процессами происходит образование радиационных дефектов, способствующих упрочнению сплава. Однако как показывают данные изменения микротвердости, упрочнения в результате ВЭИИ в исследуемом интервале доз не происходит. Таким образом, можно заключить, что преобладающими на данном этапе имплантации являются разупрочняющие процессы за счет структурно-фазовых превращений.

Упрочнение сплава АМц связано с накоплением радиационных дефектов в имплантированном слое. Их наличие может тормозить передвижение дислокаций в глубь сплава, вследствие чего поверхностный слой упрочняется.

Правомерность высказанных предположений о характере изменения структурно-фазового состояния сплавов в результате ВЭИИ подтверждается данными анализа изменения физического уширения β дифракционных линий (200) и (422) (табл. 2).

В сплаве Д16 при имплантации до дозы 10¹³ см⁻² за уширение линий ответственны только микроискажения $\sqrt{\varepsilon^2}$, причем их величина уменьшается. Увеличение дозы до 10¹⁴ см⁻² приводит к дальнейшему уменьшению величины микроискажений, однако, в этом случае происходит зарождение областей когерентного рассеяния (ОКР) размером $D \sim 0,15$ мкм. Подобный эффект ВЭИИ обнаружен авторами [5], когда при имплан-

тации ионов Ne²⁰ дозой 2·10⁻³ с.н.а. в просвечивающем электронном микроскопе наблюдалось образование блоков величиной $\sim 0,5$ мкм.

В сплаве АМц за физическое уширение ответственны только микроискажения.

Для обоих сплавов изменение параметров тонкой структуры коррелирует с изменением их микротвердости.

В качестве количественной оценки внутризеренной тонкой структуры сплавов можно использовать определение эффективной плотности дислокаций ρ (табл. 2) по рентгendifрактометрическим данным, согласно [7]. Для сплава Д16, имплантированного 10¹⁴ Кг⁺/см², приведено значение истинной плотности дислокаций

($\rho_{ист} = \sqrt{\rho_{\varepsilon} \cdot \rho_D}$). Поскольку в этом случае значения плотности дислокаций, определенные по размерам ОКР ($\rho_D = 1,3 \cdot 10^{10}$ см⁻²) и микроискажений ($\rho_{\varepsilon} = 1,0 \cdot 10^{10}$ см⁻²), близки по величине, можно считать, что дислокации распределены хаотично и не образуют плоских скоплений. Проведенные в [8] электронномикроскопические исследования микроструктуры этого сплава показали, что при имплантации 10¹³ Кг⁺/см² плотность дислокаций уменьшается, а их распределение остается равномерным.

Для сплава АМц наблюдается монотонное увеличение ρ с ростом дозы имплантации.

В табл. 2 приведены величины напряжений, создаваемых в матрице сплавов в результате ВЭИИ, рассчитанных согласно [9].

Сопоставление величины напряжений P с пределом текучести $\sigma_{0,2}$ показало, что до имплантации в сплаве Д16 величина P соизмерима с $\sigma_{0,2}$ (~ 320 МПа). При имплантации с ростом дозы происходит релаксация напряжений в результате растворения зон ГП и движения освобожденных от закрепления дислокаций к стокам (границам зерен, поверхности и др.).

В исходном сплаве АМц величина напряжений также соизмерима с $\sigma_{0,2}$ (~ 60 МПа). При имплантации уровень напряжений значительно возрастает, что приводит к увеличению плотности дислокаций. Эффект радиационного упрочнения сплава АМц аналогичен деформационному упрочнению.

Таблица 2.
Параметры тонкой структуры алюминиевых сплавов, имплантированных ионами Кг с энергией 245 МэВ

	Д16				АМц				
	β , рад 10 ⁻²	$\sqrt{\varepsilon^2}$, 10 ⁻³	D , мкм	ρ , см ⁻² 10 ¹⁰	P , МПа	β , рад 10 ⁻²	$\sqrt{\varepsilon^2}$, 10 ⁻³	ρ , см ⁻² 10 ⁹	P , МПа
н/и	1,46	1,41	—	2,0	336	0,31	0,30	0,9	73
10 ¹³	1,32	1,28	—	1,6	303	0,42	0,41	1,7	99
10 ¹⁴	1,25	1,02	0,15	1,2	286	0,60	0,58	3,3	137

Заключение

Проведенные исследования изменения микротвердости и тонкой структуры сплавов Д16 и АМц после имплантации ионов Kr^{84} с энергией 245 МэВ дозами 10^{13} и 10^{14} см⁻² показали:

– уровень напряжений в сплаве Д16 с ростом дозы имплантации уменьшается, что связано с радиационно-индуцированными процессами дораспада твердого раствора и растворением зон Гинье-Престона, которые приводят к разупрочнению сплава;

– уровень напряжений в сплаве АМц значительно увеличивается в результате накопления радиационных дефектов;

– изменение параметров тонкой структуры сплавов хорошо коррелирует с изменением их микротвердости.

Список литературы

1. Комаров Ф.Ф. // Известия ВУЗов. Физика. – 1994. – № 5. – С. 23.
2. Бородин О.В., Брык В.В., Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. // Металлофизика и новейшие технологии. – 1999. – Т. 21. – №6. – С. 51.
3. Адави М.А., Гомозов Л.И., Дидык А.Ю., Скуратов В.А. // Металлы. – 1995. – № 4. – С. 93.
4. Анищик В.М., Жукова С.И., Васильева Л.А. // ФизХОМ. – 1998. – № 6. – С. 9.
5. Анищик В.М., Жукова С.И., Васильева Л.А. // ФизХОМ. – 1998. – № 1. – С. 5.
6. Багаряцкий Ю.А. и др. Рентгенография в физическом металловедении. – М., 1961, 368 с.
7. Williamson G.K., Smallman R.E. // Phil. Mag. – 1956. – 1. – № 1.
8. Анищик В.М., Жукова С.И., Васильева Л.А. и др. // Настоящий сборник.
9. Русаков А.А. Рентгенография металлов. – М., 1977, 480 с.

THE INFLUENCE OF HIGH-ENERGY ION IMPLANTATION ON Al ALLOYS FINE STRUCTURE AND MICROHARDNESS

V.M.Anishchik, S.I.Zhukova, N.I.Poliak

The Belorussian State University, 220050, Minsk, 4, Fr. Skorina Ave, tel. 226-57-00,

e-mail: victor@phys.bsu.unibel.by

The microhardness and fine structure of Al alloys (D16 and AlMn), implanted with 245 MeV krypton ions to doses of 10^{13} and 10^{14} cm⁻² have been investigated. The implantation results in the unhardening of dispersionhardening D16 alloy and the hardening of thermally unhardenable AlMn alloy. The change in fine structure parameters of Al matrix of implanted alloys is in good agreement with the change in their microhardness.