

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ДИСПЕРСИОННО ТВЕРДЕЮЩЕМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ, ИМПЛАНТИРОВАННОМ НА РАЗНЫХ СТАДИЯХ СТАРЕНИЯ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ КРИПТОНА

В.М.Анищик¹⁾, С.И.Жукова¹⁾, Л.А.Васильева¹⁾, М.В.Устинова¹⁾, А.Ю.Дидык²⁾, В.А.Скуратов²⁾

¹⁾Белгосуниверситет, 220050, г.Минск, пр.Ф.Скорины, 4, тел.226-57-00,

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

²⁾Объединенный институт ядерных исследований, г.Дубна, Россия

С помощью просвечивающей электронной микроскопии исследована структура сплава Д16, имплантированного в естественно и искусственно состаренном состоянии ионами криптона с энергией 245 МэВ. В искусственно состаренном сплаве происходит частичное растворение включений θ' -фазы и выделение мелкодисперсной упрочняющей фазы S' ; в естественно состаренном сплаве наблюдается изменение плотности дислокаций.

Введение

Как было показано ранее [1,2], характер изменения прочностных свойств сплава Д16 после имплантации высокоэнергетических ионов криптона определяется его исходным структурно-фазовым состоянием. Так, в естественно состаренном сплаве (зонная стадия старения) наблюдается разупрочнение, степень которого с ростом дозы имплантации уменьшается. Имплантация на стадии фазового старения ("перестаривание") приводит к упрочнению сплава. Изменение величины физического уширения дифракционной линии $(422)_{Al}$, обусловленного остаточными напряжениями II рода, хорошо согласуется с изменением микротвердости. Предложена модель радиационно-стимулированных фазовых превращений в имплантированном сплаве, основанная на растворении метастабильных выделений при малых повреждающих дозах и последующем достаривании сплава при увеличении дозы имплантации. Для уточнения механизмов, определяющих эти эффекты, в настоящей работе проведены электронномикроскопические исследования структурных изменений в образцах сплава Д16, прочностные характеристики которых изучались в [1, 2].

I. Методика эксперимента

Структурные исследования в электронном микроскопе ПЭМ-100 проведены для естественно и искусственно состаренных в течение 80 часов при $T = (458 \pm 5)K$ после закалки образцов сплава Д16, имплантированных ионами криптона с энергией 245 МэВ до доз 10^{13} и $3 \cdot 10^{14}$ ион/см². Приготовление образцов и режимы имплантации описаны в [1, 2]. Фольги для электронной микроскопии изготавливались вначале односторонним механическим утонением до толщины 100 мкм с последующим электрополированием струйным методом при $T = (268...273)K$ в электролите следующего состава: 49% метанола, 49% азотной и 2% соляной кислот.

Структурные исследования проводились на расстоянии ~5 мкм от имплантированной поверхности образца, что соответствует анализируемой глубине при микроиндентировании [1,2].

Плотность дислокаций определена методом секущей [3], при этом использовано по 6 независимых полей зрения для каждой дозы им-

плантации и учтена доля невидимых дислокаций, так что погрешность при определении плотности дислокаций не превышала 10% [4].

II. Результаты исследования и обсуждение

Сплав после естественного старения имеет структуру пересыщенного твердого раствора с зонами Гинье-Престона (ГП) и равномерно распределенными дислокациями (рис.1а). Плотность дислокаций $\rho_0 = 2,2 \cdot 10^9$ см⁻². При имплантации ионов криптона наблюдается немонотонное изменение плотности дислокаций: при дозе 10^{13} см⁻² она уменьшается (рис.1б), при $3 \cdot 10^{14}$ см⁻² возрастает (рис.1в).

В таблице приведены величины относительного изменения плотности дислокаций ρ/ρ_0 и для сравнения – дозовые зависимости относительного изменения микротвердости H/H_0 и величины физического уширения β/β_0 дифракционной линии $(422)_{Al}$.

Таблица

Доза, ион/см ²	ρ/ρ_0	H/H_0 [2]	β/β_0 [2]
10^{13}	0,73	0,21	0,42
$3 \cdot 10^{14}$	1,32	1,07	1.19

Как следует из приведенных данных, изменение плотности дислокаций в имплантированном сплаве хорошо коррелирует с изменением прочностных свойств и уровня микронапряжений в матрице сплава.

Разупрочнение сплава, сопровождающееся уменьшением плотности дислокаций, при дозе 10^{13} Кг⁺/см² может быть связано с растворением зон ГП. Поскольку дислокации в твердом растворе закреплены и растворенными примесями и зонами ГП, растворение зон при дозе 10^{13} см⁻² приводит к освобождению дислокаций и перемещению их к стокам, которыми являются границы зерен, нерастворимых фаз и т.п. Кроме того, растворение когерентных зон ГП приводит к уменьшению полей упругих напряжений, обуславливающих торможение дислокаций.

При увеличении дозы имплантации до $3 \cdot 10^{14}$ см⁻² стимулируются процессы естественного старения с формированием новых зон ГП, по-

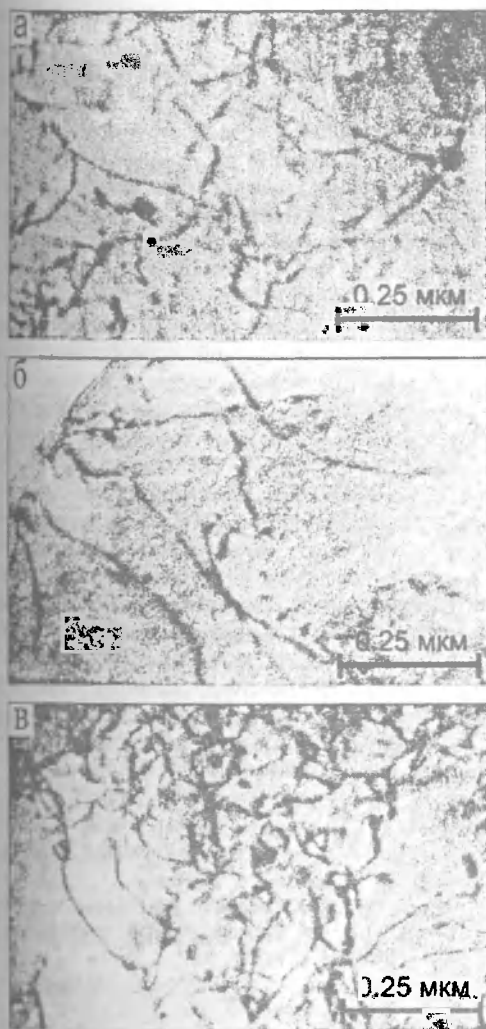


Рис.1. Структура сплава Д16 в естественно состаренном состоянии (а) и имплантированном ионами криптона с энергией 245 МэВ до доз 10^{13}см^{-2} (б) и $3 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$ (в)

скольку твердый раствор пересыщен освобожденными атомами примеси. Наблюдаемый эффект увеличения плотности дислокаций аналогичен воздействию пластической деформации за счет напряжений, обусловленных не только накоплением радиационных дефектов, но и образованием зон ГП. При этом радиационно-стимулированные эффекты упрочнения нивелируются растворением зон - аналогом термического возврата.

Структура искусственно состаренного сплава (рис.2а) в исходном состоянии представляет собой пересыщенный твердый раствор с пластинчатыми выделениями метастабильной частично когерентной θ' - фазы (CuAl_2). При имплантации $10^{13}\text{Кг}^+\text{см}^{-2}$ (рис.2б) наблюдается появление игольчатых выделений метастабильной также полукogerентной S' - фазы (CuMgAl_2). Размер частиц S' - фазы составляет (0,01...0,05) мкм. Увеличение дозы имплантации приводит к уменьшению среднего размера частиц θ' - фазы (рис.2в).

Анализ распределения включений θ' - фазы по размерам в зависимости от дозы имплантации

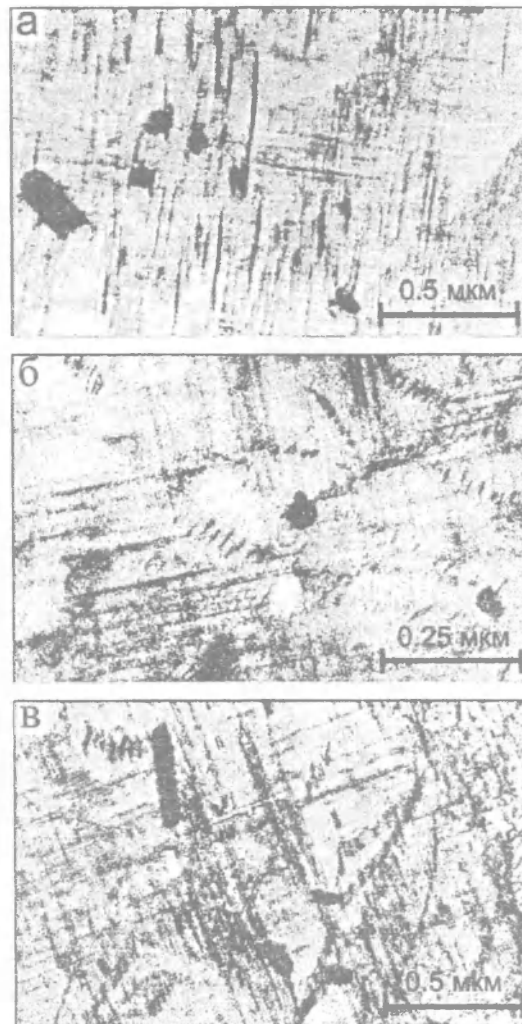


Рис.2. Структура сплава Д16 в искусственно состаренном состоянии (а) и имплантированном ионами криптона с энергией 245 МэВ до доз 10^{13}см^{-2} (б) и $3 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$ (в).

(рис.3) показывает, что при имплантации ионов криптона происходит частичное растворение θ' - фазы и при увеличении дозы имплантации возрастает относительное количество частиц меньших размеров. Диспергирование θ' - фазы и выделение мелкодисперсной S' - фазы обуславливают упрочнение приповерхностных слоев. При этом для дозы $3 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$ относительное изменение микротвердости $H/H_0 = 1,28$, а величины физического уширения $\beta/\beta_0 = 1,7$ [2].

Следует отметить, что на анализируемых глубинах (~5 мкм) неупругие потери энергии ионов криптона превышают упругие более, чем в 10^3 раз. Уровень упругих потерь энергии составляет 0,21 эВ/Å, при этом величина сечения смещений $\sigma_d = 1,57 \cdot 10^{-17}\text{см}^2$. Повреждающие дозы соответствуют $1,57 \cdot 10^{-4}$ сна и $4,7 \cdot 10^{-3}$ сна для доз имплантации 10^{13} и $3 \cdot 10^{14}\text{см}^{-2}$.

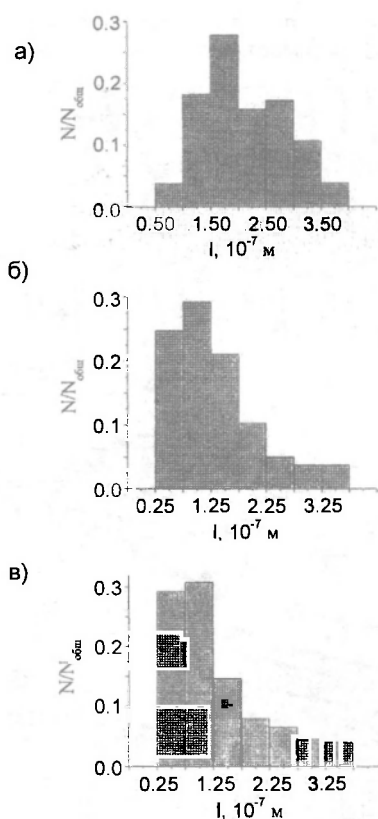


Рис.3. Распределение включений θ' - фазы по размерам в сплаве Д16 (а – неимплантированный, б – 10^{13} ион/см², в – $3 \cdot 10^{14}$ ион/см²)

Для столь малых повреждающих доз эффект растворения зон ГП и θ' - фазы может быть обеспечен за счет столкновений с замещением в каскаде соударений. Такая модель предложена в [5] для объяснения растворения зон ГП

при облучении сплава Ni+2 вес.%Ве нейтронами дозой $2 \cdot 10^{-3}$ сна.

Наличие когерентности (зоны ГП полностью когерентны с матрицей Д16, а θ' - фаза – по плоскостям {001}) способствует прохождению цепочек замещающих столкновений, что приводит к нарушению чередования слоев Си и Аl в выделениях и к разрушению их структуры. В результате пересыщения твердого раствора в процессе имплантации стимулируется формирование новых зон ГП либо выделение мелкодисперсной упрочняющей фазы S'. Высокий уровень электронных возбуждений способствует усилению диффузионных процессов, обеспечивающих наблюдаемые структурно-фазовые превращения.

Заключение

Электронномикроскопические исследования структуры сплава Д16, имплантированного ионами криптона с энергией 245 МэВ, позволили выявить широкий спектр радиационно-стимулированных эффектов упрочнения – разупрочнения: растворение имеющихся и образование новых частиц упрочняющих фаз, уменьшение и увеличение плотности дислокаций. Превалирование одного из этих эффектов зависит от исходного структурно-фазового состояния сплава и уровня радиационного воздействия.

Список литературы

1. Анищик В.М., Жукова С.И. // ФХОМ - 1999. №6. - С.9.
2. Анищик В.М., Жукова С.И., Васильева Л.А. // Материалы третьей международной конференции. - Мн., 1999. - Ч2. - С.13.
3. Хирш П., Хови А. и др. // Электронная микроскопия тонких кристаллов. - М.: Мир, 1968. - 574с.
4. Штремель М.А., Беляков Б.Г. // ФММ. -1968. - Т.25. - в.1. - С.756.
5. Гоинчук П.П., Кирсанов В.В. // ФММ. - 1974. - Т.38. - в.4. - С.756.

STRUCTURAL CHANGES IN DISPERSION-HARDENING Al ALLOY, IMPLANTED WITH HIGH-ENERGY KRYPTON IONS AT DIFFERENT AGING STAGES

V.M.Anishchik¹⁾, S.I.Zhukova¹⁾, L.A.Vasiljeva¹⁾, M.V.Ustinova¹⁾, A.Yu.Didyk²⁾, V.A.Scuratov²⁾

¹⁾The Belorussian State University, 220050, Minsk, 4, Fr.Scoryna Ave, Tel.226-57-00,
e-mail: zhukova@phys.bsu.unibel.by;

²⁾Joint Institute of Nuclear Research, Dubna, Russia

The structure of D16 alloy implanted with 245 MeV krypton ions in naturally and artificially aged states has been investigated by scanning electron microscopy. In the artificially aged alloy there occurs a partial dissolution of θ' - phase inclusions and the precipitation of fine-dispersion hardening S' phase, in the naturally aged alloy the change in dislocation density is observed.