

## МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ПЛЁНКИ

PACS numbers: 43.35.+d, 81.15.Pq, 81.40.Cd, 81.40.Ef, 81.65.-b

### Упрочнение поверхностного слоя алюминиевого сплава АМг6 с помощью комбинированной электроискровой и ультразвуковой ударной обработки

Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, В. Ф. Мазанко, Н. А. Ефимов\*,  
Н. А. Пискун

*Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины,  
бульв. Акад. Вернадского, 36,  
03680, ГСП, Киев-142, Украина*

*\*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,  
ул. Кржижановского, 3,  
03142 Киев, Украина*

Исследовано влияние комплексной обработки, включающей электроискровое легирование (ЭИЛ) и последующую ультразвуковую ударную обработку (УЗУО), на микротвёрдость поверхностных слоёв сплава АМг6. С помощью рентгеновского структурно-фазового анализа установлено, что ультразвуковая ударная обработка приводит к некоторому диспергированию субзеренной/зёрненной структуры и формированию остаточных сжимающих макронапряжений, а также к снижению шероховатости поверхности. Электроискровое легирование медным, титановым или вольфрамовым электродами приводит к образованию в поверхностном слое толщиной 25–50 мкм различных интерметаллидных фаз ( $Al_3Ti$ ,  $Al_{12}W$ ,  $Al_2Cu$ ). Результатом комбинированной обработки ЭИЛ + УЗУО является наличие интерметаллидов и большого количества дислокационных скоплений и субграниц, ведущее к существенному повышению микротвёрдости поверхностного слоя сплава АМг6 в 2,5 и в 3,5 раза по сравнению с отожжённым состоянием при легировании титановым/вольфрамовым и медным электродами соответственно. Обсуждены вопросы стабильности сформированных структур, влияющих на релаксационную стойкость сплава при циклическом нагружении и термическом воздействии.

Досліджено вплив комплексної обробки, яка включає електроіскрове легування (ЕІЛ) та наступну ультразвукову ударну обробку (УЗУО), на мікротвердість поверхневих шарів сплаву АМг6. За допомогою рентгенівського фазового аналізу встановлено, що ультразвукова ударна обробка призводить до певного диспергування субзеренної/зеренної структури та формування залишкових напружень стиснення, а також до зниження шерсткості

ті поверхні. Електроіскрове легування мідним, титановим чи вольфрамовим електродами призводить до утворення в поверхневому шарі товщиною до 25–50 мкм різних інтерметалідних фаз ( $Al_3Ti$ ,  $Al_{12}W$ ,  $Al_2Cu$ ). Результатом комбінованої обробки ЕІЛ + УЗУО є наявність інтерметалідів і великої кількості дислокаційних скупчень та субмеж, які призводять до істотного підвищення мікротвердості ступу АМг6 в 2,5 і в 3,5 рази у порівнянні з відпаленим станом при легуванні титановим/вольфрамовим і мідним електродами відповідно. Обговорено питання стабільності сформованих структур, які впливають на релаксаційну стійкість ступу при циклічному навантаженні та термічному впливі.

The effect of complex treatment consisting of electric spark alloying (ESA) and ultrasonic impact treatment (UIT) on the microhardness of Al–6Mg alloy surface layers is studied. As revealed, using X-ray phase analysis, the UIT process results in some refinement of subgrain/grain structure and formation of compressive residual stresses as well as in decrease of surface roughness. The ESA process with copper, titanium or tungsten electrodes leads to formation different intermetallic phases in surface layers of 25–50  $\mu m$  thickness (mainly  $Al_3Ti$ ,  $Al_{12}W$ ,  $Al_2Cu$ ). Combined ESA + UIT treatment results in presence of intermetallics and a lot of dislocation tangles and subboundaries, which improve a substantial increase in microhardness of the Al–6Mg alloy. In comparison with the annealed alloy, microhardness increases by 2.5 and 3.5 times after using titanium/tungsten or copper electrodes, respectively. Stability of the formed structural states is discussed as a factor, which affects the relaxation resistance of the alloy in cyclic loads and thermal effects.

**Ключевые слова:** алюминиевые сплавы, структура, фазовый состав, микротвёрдость, электроискровое легирование, ультразвуковая ударная обработка.

*(Получено 3 сентября 2013 г.)*

## 1. ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время существенно возросло использование алюминиевых сплавов в машиностроении, строительстве и в других отраслях промышленности. Широкое распространение получили деформируемые алюминиевые сплавы. Они оптимально сочетают механические характеристики с хорошей технологичностью при сравнительно невысокой стоимости. Эти сплавы обладают достаточно высокой конструкционной прочностью и повышенной пластичностью, что позволяет избежать хрупкого разрушения изготавливаемых из них деталей и конструкций. В то же время действие циклических и динамических нагрузок при эксплуатации может приводить к деградации поверхностных слоев, что существенно снижает долговечность изделий за счет усталости и износа [1, 2]. Поэтому актуальным направлением улучшения эксплуатационных свойств является модификация рабочих поверхностей этих сплавов.

Наиболее распространенным методом упрочнения поверхностных слоев металлов и сплавов является поверхностная пластическая деформация (ППД) [3–5]. Наряду с традиционной дробеструйной обработкой высокую эффективность показывает ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) [6–8]. Однако, в таких материалах, как сплав АМг6, который нашел широкое применение в разных отраслях промышленности благодаря пластичности и хорошей свариваемости [9], возможности деформационного упрочнения весьма ограничены.

Недавно УЗУО была успешно применена для получения композиционных слоев в алюминии [10–13] и сплаве АМг6 [14, 15]. УЗУО позволяет достичь равномерного распределения дисперсных упрочняющих частиц и модифицировать структуру в поверхностном слое толщиной до 50–60 мкм [10–15]. Однако, проблема недостаточно высокой прочности межфазных границ пока еще не нашла своего решения. Применение предварительного электроискрового легирования (ЭИЛ) поверхности, а также ее последующее деформирование с помощью УЗУО дает возможность получать модифицированные слои с улучшенными свойствами за счет формирования дисперсных упрочняющих фаз, прочно связанных с матрицей.

Электроискровой обработкой, при которой происходит легирование поверхности металла изделия (катода) материалом электрода (анода) при искровом разряде [16, 17], может быть осуществлено поверхностное упрочнение за счет изменения исходных физических и химических свойств поверхностного слоя. Электроискровая обработка ведет к образованию на поверхности детали слоя, который обладает отличными от исходного состояния структурой и свойствами, зависящими от параметров искрового разряда, состава электродного материала, материала обрабатываемой детали и других факторов. Эффективность такого метода для повышения микротвердости, износостойкости, жаростойкости и других свойств показана в целом ряде работ [16–18]. Экспериментальными исследованиями установлено, что увеличение мощности режимов легирования (тока и/или напряжения электрических импульсов) приводит к существенному повышению производительности процесса ЭИЛ. Однако шероховатость и остаточная пористость поверхностных слоев при этом существенно возрастают [18]. Трудности в получении равномерно упрочненных слоев требуемой шероховатости и плотности связаны также с тем, что применяемые установки для ЭИЛ, как правило, снабжены ручным вибратором. Неравномерная обработка снижает надежность и долговечность эксплуатации упрочненных изделий.

С другой стороны, перспективным путем создания покрытий и модифицированных слоев с заданными свойствами может быть использование комбинированных воздействий, например, сочетание ЭИЛ и УЗУО [19, 20]. С помощью ультразвуковой ударной обработки удается получать упрочненные поверхностные слои с низкой шероховато-

стью поверхности, что позволяет уменьшить вероятность возникновения поверхностных трещин при циклическом нагружении [21, 22]. Формируемые при УЗУО сжимающие напряжения также должны положительно сказаться на усталостных свойствах поверхностного слоя. Поэтому проведение исследований совместного влияния ЭИЛ и УЗУО, режимов обработки и структурно-фазовых особенностей формируемых модифицированных слоев может быть основой создания новых комбинированных технологий упрочнения изделий.

Целью настоящей работы является установление корреляции между структурно-фазовым состоянием поверхностных слоев в сплаве АМг6, сформированных комбинированным воздействием ЭИЛ + УЗУО, и их микротвердостью.

## 2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

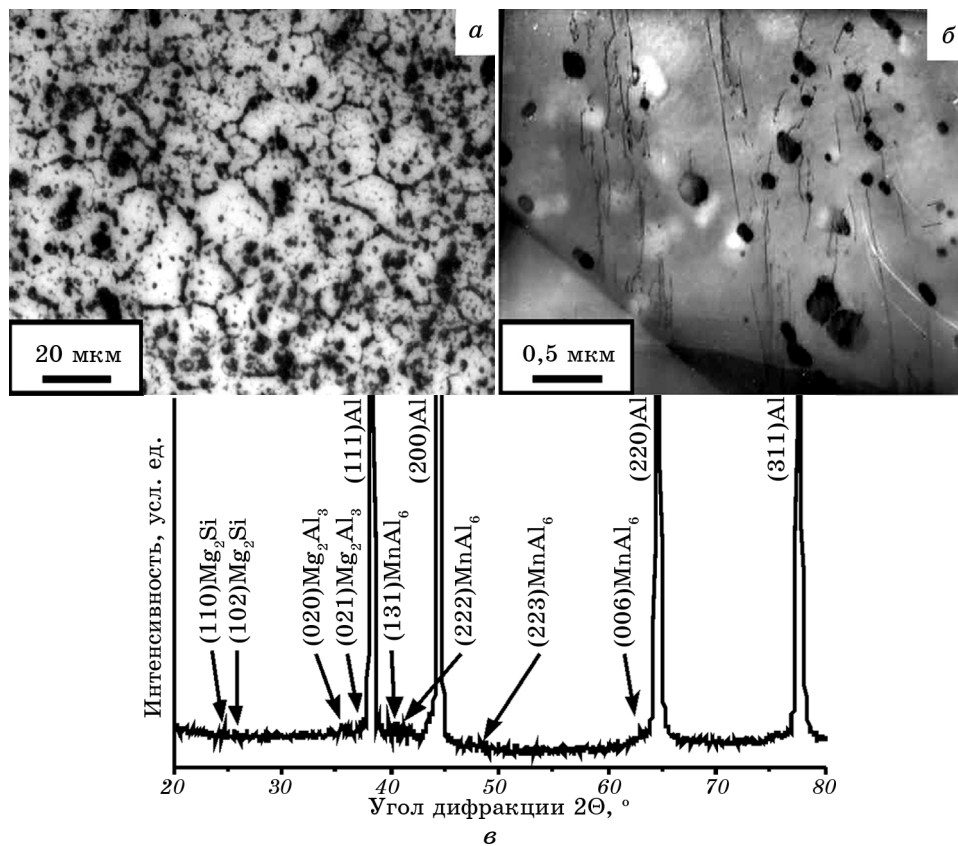
Химический состав и механические свойства сплава АМг6 приведены в табл. 1. Основным легирующим элементом исследуемого сплава является Mg (до 6,5% вес.). После отжига при 320°C цилиндрические образцы сплава (диаметр 18 мм, высота  $\approx 10$  мм) охлаждались с печью, выдерживались при 250°C в течение 1 часа, а затем охлаждались до комнатной температуры. Средний размер зерна при этом составил  $\approx 30$  мкм (рис. 1, а). В структуре наблюдаются частицы упрочняющих фаз  $Al_2Mg_3$  и  $(Fe, Mn)Al_6$  или  $Mg_2Si$  размером  $\approx 3-5$  мкм и менее 1 мкм, соответственно. Их объемная доля согласно данным электронной микроскопии (рис. 1, б) и рентгеновского анализа (рис. 1, в) не превышает 5%.

Электроискровое легирование проводили на стандартной промышленной установке «Элитрон 22А» (рис. 2, а) [19] на воздухе при удельной продолжительности обработки поверхности образца — 1 мин/см<sup>2</sup>. Длительность, энергия и частота следования электрических импульсов составляли 200 мкс, 1,0 Дж и  $50 \pm 3$  Гц, соответственно. При периодическом высвобождении электрической энергии, накопленной конденсатором 1, генерируются электроискровые разряды 4 между двумя электродами (катодом 2 — обрабатываемым

ТАБЛИЦА 1. Химический состав и механические свойства сплава АМг6.

Химический состав, % вес.							Механические свойства*					
Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Al	$E$	$\nu$	$\sigma_Y$	$\sigma_B$	$H_\mu$
5,8–6,3	0,6	0,4	0,4	0,1	0,2	0,02–0,1	$\approx 92$	70	0,3	170	320	840

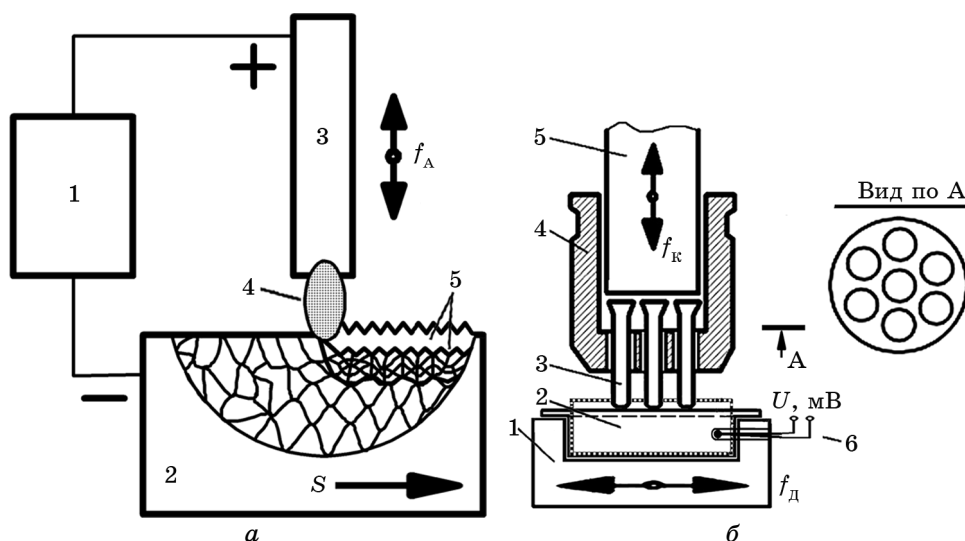
Примечание: \*  $E$  — модуль упругости [ГПа],  $\nu$  — коэффициент Пуассона,  $\sigma_Y$  — предел текучести [МПа],  $\sigma_B$  — предел прочности [МПа],  $H_\mu$  — микротвердость в отожженном состоянии [МПа].



**Рис. 1.** Данные о микроструктуре образцов сплава АМг6 после исходной термообработки, полученные с помощью оптического (*a*), электронно-микроскопического (*б*) и рентгеновского (*в*) анализа.

образцом и анодом 3 — материалом, предназначенным для легирования поверхности катода). Использовали титановый, вольфрамовый и медный аноды в виде проволоки диаметром 0,5–1 мм. Выбранный режим обработки обеспечивал толщину легированного слоя в пределах 25–50 мкм. Шероховатость поверхности измеряли на профилографе П-210. После ЭИЛ она составила  $R_z \cong 5\text{--}10$  мкм (рис. 3, *a*).

Ультразвуковую обработку проводили на установке (рис. 2, *б*), детально описанной в [8, 10, 21, 22], с использованием генератора мощностью 0,3 кВт и инструмента, собранного на пьезокерамическом преобразователе, с семибойковой ударной головкой 4, размещенной на конце ступенчатого концентратора. При частоте колебаний торца ультразвукового концентратора  $\cong 21,6$  кГц бойки 3, помещенные между торцом концентратора 5 и образцом 2, осуществляют многократное ударное воздействие на поверхность образца с



**Рис. 2.** Схема процесса электроискровой обработки (а): 1 — генератор импульсов, 2 — анод, 3 — образец (катод), 4 — искровой разряд, 5 — модифицированный поверхностный слой. Схема узла нагружения при УЗУО (б): 1 — держатель образца, 2 — образец, 3 — бойки, 4 — корпус ударной головки, 5 — ультразвуковой концентратор, 6 — термопара. Тут  $f_A$ ,  $f_K$  и  $f_D$  — частоты колебаний анода, концентратора и держателя образца соответственно,  $S$  — направление смещения образца.

более низкой частотой 1–3 кГц [21–24]. Цилиндрические образцы расположены в держателе, связанном с низкочастотным вибратором. Держатель в процессе УЗУО совершает возвратно-поступательное движение в горизонтальной плоскости — в направлении перпендикулярном направлению ударных импульсов. Такая схема обеспечивает наличие существенной сдвиговой составляющей ударного импульса, что способствует снижению шероховатости обработанной поверхности [14, 15, 21, 22]. Кроме того, именно ударный характер и разнонаправленность многократного воздействия способствуют интенсивной пластической деформации поверхностных слоев и возникновению большого количества дефектов в них. Толщина таких слоев в алюминии [10–13] и сплаве АМг6 [14, 15] составляет  $\cong 50$  мкм. УЗУО проводили в течение различного времени. Оптимальным считался режим УЗУО (амплитуда  $A = 15$  мкм, время  $\tau = 30$ – $60$  с), при котором достигалась минимальная шероховатость и максимальная микротвердость поверхности образцов.

Структурное состояние образцов до и после обработки в различных режимах исследовали с помощью оптической микроскопии и микроскопа МИМ-8М с цифровой фотокамерой Nikon Coolpix-4500, а также рентгеновского структурно-фазового анализа на дифрактометре

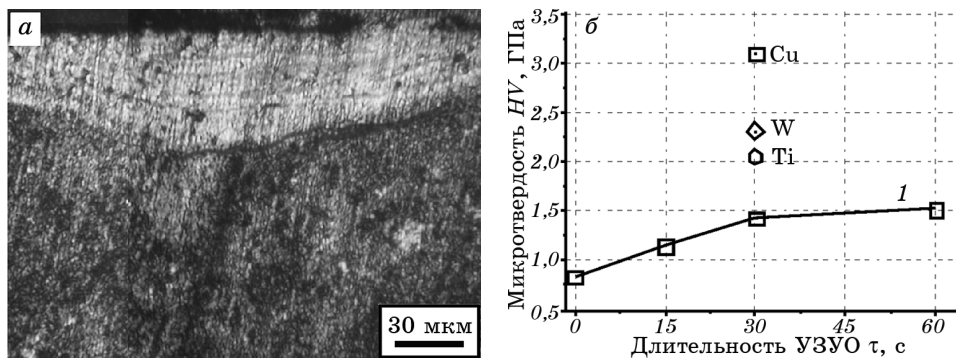


Рис. 3. Поперечное сечение образца АМг6 после ЭИЛ (Cu электрод) + УЗУО (а) и зависимость микротвердости (б) от времени УЗУО исходного образца (1) и от материала электрода после ЭИЛ + УЗУО.

ДРОН-ЗМ в излучении  $\text{CuK}\alpha$ . Проводился анализ уширения рефлексов и изменения их угловых положений для оценки микро- и макронапряжений  $\sigma_R$  в обработанных образцах, а также фазовый анализ слоев, образованных после ЭИЛ + УЗУО. Оценка макронапряжений в поверхностных слоях проводилась с использованием выражения [25]:

$$\sigma_R = (\sigma_1 + \sigma_2) = -\Delta d E / \nu d, \quad (1)$$

где  $(\sigma_1 + \sigma_2)$  — главные напряжения в плоскости параллельной поверхности образца,  $d$  и  $\Delta d$  — межплоскостное расстояние и его изменение после обработки,  $E$  и  $\nu$  — модуль упругости и коэффициент Пуассона матричного сплава.

Измерения микротвердости проводили с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на индентор Викерса 100 г и времени выдержки нагрузки 10 с. После УЗУО и ЭИЛ + УЗУО оценивали степень упрочнения  $K_{\text{hard}}$  и интенсивность упрочнения  $I_{\text{hard}}$  модифицированной поверхности сплава АМг6. Степень упрочнения оценивали по отношению среднего значения микротвердости модифицированного слоя  $H_{\mu}^{\text{sl}}$  к исходной микротвердости сплава  $H_{\mu}^{\text{in}}$  по формуле:  $K_{\text{hard}} = H_{\mu}^{\text{sl}} / H_{\mu}^{\text{in}}$ , а интенсивность упрочнения в слое толщиной  $h_{\text{sl}} = 50$  мкм — согласно формуле:  $I_{\text{hard}} = (H_{\mu}^{\text{sl}} - H_{\mu}^{\text{in}}) / h_{\text{sl}}$  [2, 26, 27].

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Применение комбинированной обработки ЭИЛ + УЗУО с использованием всех исследованных в данной работе электродов приводит к образованию поверхностных слоев с повышенной микротвердостью (рис. 3, б). При модифицировании поверхности титановым или вольфрамовым электродами микротвердость возрастает примерно в 2,5 раза. Леги-

рование медью ведет к более значительному росту микротвердости — более чем в 3,5 раза по сравнению с исходным материалом после термообработки. Это упрочнение значительно превышает эффект, вызванный только УЗУО (рис. 3, б, кривая 1), которая повышает микротвердость поверхностного слоя на 70–80% (с 840 МПа до 1420–1530 МПа). Более полную картину можно построить с использованием двух дополнительных характеристик упрочнения, приведенных в табл. 2. Степень упрочнения  $K_{\text{hard}}$  описывает возрастание микротвердости, а интенсивность упрочнения  $I_{\text{hard}}$  является дополнительным показателем изменения микротвердости в поверхностном слое определенной толщины  $h_{\text{sl}}$ . В данной работе для оценок интенсивности упрочнения  $I_{\text{hard}}$  была принята толщина слоя  $h_{\text{sl}} = 50$  мкм, поскольку в поверхностных слоях именно такой толщины при УЗУО разных металлов и сплавов обычно наблюдается интенсивное уменьшение размеров элементов структуры с формированием ультрадисперсных или наноразмерных зеренных структур [8]. Видно, что  $K_{\text{hard}}$  и  $I_{\text{hard}}$  возрастают при увеличении длительности УЗУО.

Очевидно, что в случае ударной обработки без предварительного электроискрового модифицирования поверхности упрочнение происходит по механизмам, которые характерны для матричного сплава: это твердорастворное упрочнение магнием, упрочнение за счет интерметаллидных выделений, повышение плотности дислокаций, а также упрочнение за счет возрастания количества границ раздела при формировании субзеренной структуры и появлении большеугловых границ. Это подтверждается данными работ [14, 28], в которых проведено систематическое экспериментальное исследование механизмов упрочнения сплавов Al–5Mg при разных скоростях деформации сжатием [28] и AMг6 при УЗУО [14, 15]. В работе [28] при моделировании деформационного поведения сплава Al–5Mg показано, что суммарное упрочнение за счет границ зерен и субзерен, формирующихся в процессе деформации, может достигать упрочне-

ТАБЛИЦА 2. Свойства сплава AMг6 после различных обработок.

Материал (обработка)	$\bar{e}$	$\sigma_R$ , МПа	$HV$ , ГПа	$K_{\text{hard}}$	$I_{\text{hard}}$ , МПа/мкм
AMг6 (отжиг)	0	–	0,84	1	0
AMг6 (УЗУО 15 с)	0,25	–23,3	1,15	1,37	6,2
AMг6 (УЗУО 30 с)	0,47	–98,4	1,43	1,70	11,8
AMг6 (УЗУО 60 с)	0,94	–120	1,52	1,81	13,6
AMг6 (ЭИЛ Ti + УЗУО 30 с)	0,61	–60,3	2,05	2,44	24,2
AMг6 (ЭИЛ W + УЗУО 30 с)	0,59	$\cong 0$	2,31	2,75	29,4
AMг6 (ЭИЛ Cu + УЗУО 30 с)	0,5	–39,2	3,1	3,69	45,2



ния, обусловленного магнием в твердом растворе и дисперсными выделениями, вызывая двойное увеличение предела текучести и твердости. В сплаве АМг6 после УЗУО с помощью трансмиссионной электронной микроскопии (ТЕМ) зафиксировано образование фрагментированной структуры с очень высокой средней плотностью дислокаций [14]. В то же время, следствием интенсивной пластической деформации, сопровождаемой деформационным разогревом при многократном ударном воздействии, является формирование бимодальной структуры, состоящей из смеси ультрадисперсных зерен и более крупных субзерен, содержащих пониженную плотность дефектов [14]. Это позволяет получить материал с достаточно высокой прочностью и удовлетворительной пластичностью.

В данной работе также наблюдается уширение и смещение дифракционных максимумов алюминиевой матрицы на рентгенограммах, зарегистрированных после УЗУО (рис. 4), что свидетельствует о повышении плотности дислокаций и субграниц, уменьшении областей когерентного рассеяния и/или возрастании микрорискажений решетки, а также высоком уровне сжимающих макронапряжений. Оценки согласно выражению (1) дают величину остаточных напряжений  $0,6-0,7\sigma_Y$  после 30–60 с обработки (табл. 2). Указанные факторы предопределяют возрастание  $H_\mu$  с повышением длительности УЗУО (рис. 3, б).

После комбинированных обработок вклад этих факторов в общее упрочнение также является весьма существенным, хотя величина физического уширения линии (422) почти не изменяется по сравнению с обработанным УЗУО состоянием (рис. 4) и поэтому не может

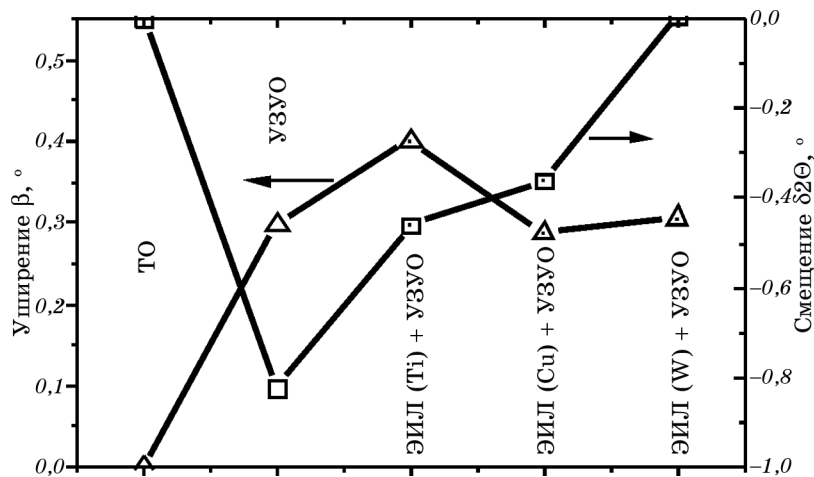


Рис. 4. Зависимости уширения и смещения рентгеновского отражения алюминия (422) от режима обработки.

объяснить экспериментально наблюдаемое увеличение микротвердости в 1,5–2 раза (табл. 2).

На основании рентгеновского фазового анализа поверхностных слоев (рис. 5) можно заключить, что дополнительным фактором упрочнения является формирование интерметаллидных фаз. Известно, что в результате ЭИЛ в обрабатываемом материале при возникновении плазменного разряда происходит несколько процессов: при периодическом изменении расстояния между поверхностью образца (детали) и колеблющимся электродом происходит преимущественное разрушения материала электрода (анода) сопровождающееся переносом продуктов его эрозии на деталь (катод). На поверхности обрабатываемого образца протекают процессы массопереноса — элементы материала электрода диффундируют в поверх-

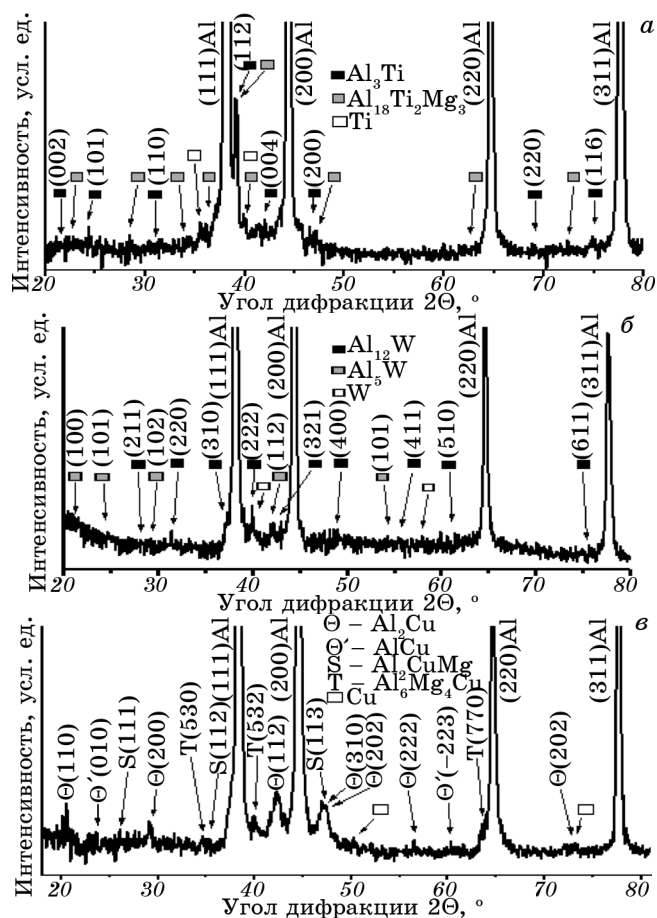


Рис. 5. Фрагменты рентгенограмм сплава АМг6 после ЭИЛ + УЗУО с использованием титанового (а), вольфрамового (б) и медного (в) электродов.

ностный слой образца, образуя модифицированный слой, включающий диффузионную зону (слой, легированный элементами анода) и зону термического влияния. За счет резкого повышения температуры и локального совместного оплавления легирующего электрода и поверхности алюминиевого сплава в поверхностном слое толщиной около 10–15 мкм формируются интерметаллидные фазы. Результаты оценки интегральных интенсивностей рентгеновских отражений отдельных фаз в модифицированных слоях свидетельствуют о достаточно высокой объемной доле упрочняющих интерметаллидов титана и меди ( $\cong 10\%$ ) (рис. 5, а, в). В то же время, количество новых фаз в слое, обработанном вольфрамовым электродом, несколько меньше. Кроме того, также мало содержание материалов использованных электродов (Ti, W, Cu) в чистом виде.

Так, электроискровая обработка поверхности сплава титановым электродом приводит к появлению новых рефлексов, которые соответствуют фазам  $\text{Al}_3\text{Ti}$  (тетрагональная решетка) и  $\text{Al}_{18}\text{Ti}_2\text{Mg}_3$  (кубическая решетка) (рис. 5, а, рис. 6, а). При формировании на образцах поверхностного слоя, содержащего вольфрам, на рентгенограмме регистрируются малоинтенсивные линии в районе табличных положений рефлексов фаз  $\text{Al}_{12}\text{W}$  (кубическая решетка) и  $\text{Al}_5\text{W}$

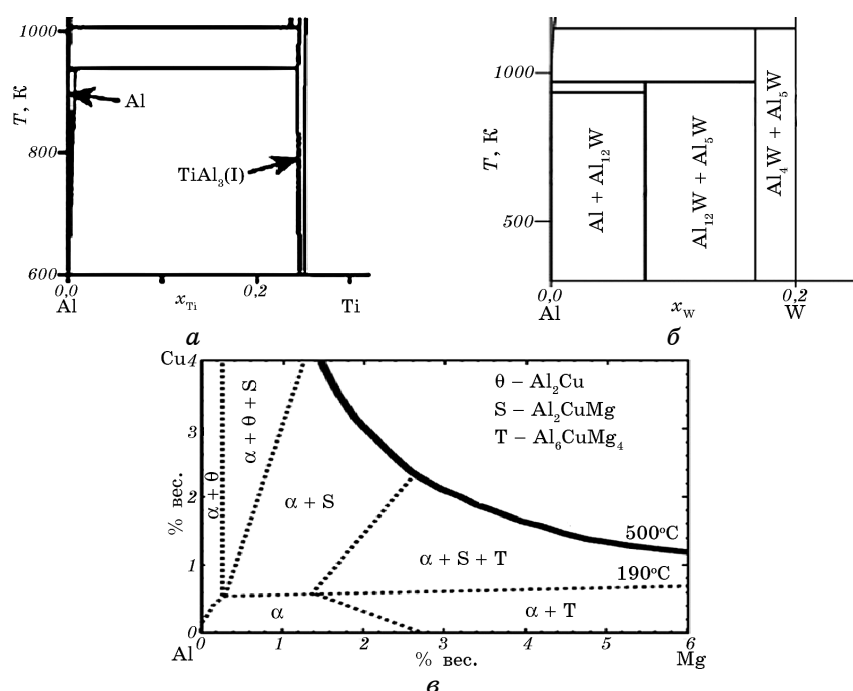


Рис. 6. Равновесные диаграммы состояний бинарных систем Al–Ti [29] (а), Al–W [29] (б) и тройной системы Al–Mg–Cu [30] (в).

(гексагональная решетка) (рис. 5, б, рис. 6, б). Применение для легирования медного электрода приводит к еще большему разнообразию фазовых составляющих поверхностного слоя и неожиданно высоким значениям микротвердости. Согласно рентгеновским данным и диаграмме состояний тройной системы Al–Cu–Mg возможно формирование  $\Theta$ -фазы  $\text{Al}_2\text{Cu}$  (тетрагональная решетка), S-фазы  $\text{Al}_2\text{CuMg}$  (орторомбическая решетка), T-фазы  $\text{Al}_6\text{Mg}_4\text{Cu}$  (кубическая) при существенном содержании твердого раствора замещения Al–Cu с ГЦК-решеткой (рис. 5, в, рис. 6, в).

Наличие интерметаллидных фаз является косвенным свидетельством повышения концентрации вакансий и деформационного разогрева, инициируемых УЗУО. Увеличение количества вакансий и повышение температуры способствуют ускорению диффузии легирующих элементов и протеканию фазовых превращений при старении в модифицированных слоях. Наиболее показательным в этом плане является поверхностный слой после электроискрового легирования медным электродом. Действительно, повышение содержания меди в сплаве АМг6, по химическому составу приближает поверхностный слой к таким медь содержащим алюминиевым сплавам как дюралюмины (Д1, Д16). Причем, согласно рентгенографическим данным в поверхностном слое после ЭИЛ + УЗУО наблюдается в основном стабильная фаза  $\text{Al}_2\text{Cu}$  — конечный продукт цепочки фазовых превращений зон Гинье–Престона:  $\Theta'' \rightarrow \Theta' \rightarrow \Theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ). Можно сделать вывод, что за счет вакансионного и температурного интенсифицирующих факторов процесс постепенного превращения метастабильных фаз с образованием стабильных выделений  $\Theta$ -фазы почти завершается, хотя некоторое количество метастабильной  $\Theta'$ -фазы все же остается, о чем свидетельствуют отвечающие ей широкие рефлекссы на рентгенограмме.

Еще одним положительным результатом комбинированной обработки ЭИЛ + УЗУО является также повышенная релаксационная стойкость сплава АМг6, предопределяемая стабильностью структуры при долгосрочных испытаниях (эксплуатации). Такой вывод следует из анализа наблюдаемых интерметаллидных фаз и концентраций легирующих элементов в этих фазах (рис. 7). Действительно, сплавы, в которых образуются фазы с концентрацией легирующих элементов, сильно изменяющейся с ростом температуры, будут структурно нестабильными ввиду возникновения значительных микронапряжений, играющих роль движущей силы структурных перестроек при длительных испытаниях образцов и термическом воздействии (например, при эксплуатации изделий) [31].

На рисунке 7 совмещены части диаграмм состояний бинарных систем Al–Mg, соответствующие небольшой концентрации второго элемента. Видно, что в сплаве АМг6 структура с выделениями  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  наименее стабильна по сравнению с фазами, образованными в поверхностных слоях после ЭИЛ + УЗУО. Структура, содержащая

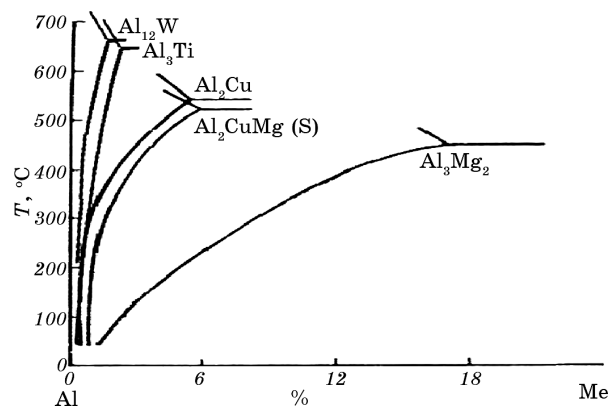


Рис. 7. Концентрационные зависимости существования интерметаллидных фаз в алюминиевых сплавах систем Al–Cu, Al–Mg, Al–Cu–Mg, Al–Ti, Al–W.

фазы  $Al_{12}W$  и  $Al_3Ti$ , будет испытывать наименьшее перенапряжение при изменении температуры, т.е. эта структура является наиболее стабильной. Поверхностный слой, содержащий выделения  $Al_2Cu$  и  $Al_2CuMg$ , находится в промежуточном положении (если рассматривать широкий температурный интервал до  $550^\circ C$ ). Однако в реальных условиях эксплуатации диапазон рабочих температур редко превышает  $350^\circ C$  даже с учетом разогрева (например, при работе пар трения). Таким образом, можно заключить, что с этой точки зрения все наблюдаемые выделения в поверхностных слоях сплава АМг6 после ЭИЛ + УЗУО должны способствовать достаточно высокой релаксационной стойкости.

Другим фактором, вызывающим микроискажения в матричном сплаве, является степень несоответствия решеток сплава и образовавшихся интерметаллидных фаз. Ряд обнаруженных фаз, которые имеют кубическую решетку ( $Al_{12}W$ ,  $Al_{18}Ti_2Mg_3$ ,  $Al_6Mg_4Cu$ ) не вносит значительных искажений, а некоторые, имея когерентную связь с матрицей, вызывают значительное повышение твердости (зоны Гинье–Престона). Другие фазы с решетками меньшей симметрии, как тетрагональные  $Al_3Ti$  и  $Al_2Cu$ , или орторомбическая  $Al_2CuMg$ , наоборот вызывают возникновение дополнительных искажений в матричном сплаве, которые уменьшают стабильность сформированных структур и релаксационную стойкость полученного состояния. Хорошим примером влияния формируемых фаз на механические свойства и их стабильность могут быть данные работы [32]. Описанное в ней исследование показало, что твердость сплава Д16 после УЗУО зависит от длительности обработки, и максимальные ее значения получаются при длительностях обработки не превышающих 60 с. Отмечено, что важную роль в последующем разупрочнении материала с ростом времени обработки играют как деформационный разогрев обра-

батываемого материала, так и накопление дефектов кристаллического строения, которые определяют кинетические особенности процессов диффузии легирующих элементов, старения и последовательность фазовых превращений.

#### 4. ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в настоящей работе показано, что с помощью комбинированной электроискровой и ультразвуковой ударной обработки поверхности алюминиевого сплава АМг6, путем выбора режима обработки и материала легирующего электрода, удается получать модифицированные поверхностные слои с повышенными механическими свойствами и релаксационной стойкостью. Исследованы структурно-фазовые состояния и микротвердость сплава АМг6 в исходном состоянии после стандартной термообработки, а также после ЭИЛ разными элементами (Ti, W, Cu) и последующей УЗУО. Возрастание длительности УЗУО ведет к монотонному увеличению микротвердости, которая возрастает в 1,8 раза после обработки в течение 60 с. Использование ЭИЛ вызывает более существенное упрочнение: в случае легирования титаном в 2,5 раза, вольфрамом — в 2,75 раза и, максимально, в случае легирования медью — в 3,6 раза. Причиной этому являются сложные фазовые и структурные превращения, которые протекают при комбинированной обработке ЭИЛ + УЗУО.

Увеличение микротвердости при ЭИЛ обусловлено совокупностью перечисленных ниже факторов, вызванных легированием алюминия элементами материала анода (титан, вольфрам, медь), а именно: (i) образованием твердых растворов AlTi и AlCu, (ii) формированием дисперсных выделений упрочняющих фаз (Al<sub>3</sub>Ti, Al<sub>18</sub>Ti<sub>2</sub>Mg<sub>3</sub>, Al<sub>12</sub>W, Al<sub>5</sub>W, Al<sub>2</sub>Cu, Al<sub>2</sub>CuMg, Al<sub>6</sub>Mg<sub>4</sub>Cu), (iii) микроскажениями в матричном сплаве вызванными формированием твердых растворов и/или интерметаллидных фаз. Последующая УЗУО модифицированных слоев ведет к (iv) формированию высокого уровня сжимающих остаточных напряжений, а также некоторому диспергированию субзеренной/зеренной структуры и (v) к снижению шероховатости поверхности.

Для установления оптимальных режимов комбинированной обработки (ЭИЛ + УЗУО) с точки зрения получения ультрадисперсных зеренных структур в модифицированных поверхностных слоях необходимы дополнительные исследования с привлечением трансмиссионной электронной микроскопии.

#### ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев, *Природа усталости металлов* (Москва:

- Металлургия: 1975).
2. А. М. Сулима, М. И. Евстигнеев, *Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов* (Москва: Машиностроение: 1974).
  3. М. А. Балтер, *Упрочнение деталей машин* (Москва: Машиностроение: 1987).
  4. Л. Г. Одинцов, *Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием: Справочник* (Москва: Машиностроение: 1987).
  5. М. А. Васильев, Г. И. Прокопенко, В. С. Филатова, *Успехи физики металлов*, 5, № 3: 345 (2004).
  6. А. В. Белоцкий, В. Н. Винниченко, И. М. Муха, *Ультразвуковое упрочнение металлов* (Киев: Техника: 1989).
  7. Е. С. Киселев, *Интенсификация процессов механической обработки использованием энергии ультразвукового поля: учебное пособие* (Ульяновск: УлГТУ: 2003).
  8. Б. М. Мордюк, *Закономірності структуроутворення та кінетика деформаційних процесів у металевих матеріалах при комбінованих впливах із застосуванням ультразвуку* (Автореферат дис. ... д-ра фіз.-мат. наук) (Київ: Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України: 2012).
  9. В. А. Шонин, *Сопротивление усталости сварных соединений алюминиевых сплавов с учетом влияния остаточных напряжений* (Автореферат дис. ... канд. техн. наук) (Киев: Институт электросварки им. Е. О. Патона АН УССР: 1984).
  10. Г. И. Прокопенко, Б. Н. Мордюк, П. Ю. Волосевич, Н. А. Ефимов, *Металлофиз. новейшие технол.*, 30, № 8: 1079 (2008).
  11. Т. В. Голуб, О. Н. Кашевская, Г. И. Прокопенко и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, 30, № 8: 1091 (2008).
  12. В. N. Mordyuk, V. V. Silbershmidt, G. I. Prokopenko, Yu. V. Nesterenko, and M. O. Iefimov, *Mater. Characterizations*, 61: 1126 (2010).
  13. В. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, K. E. Grinkevich, M. I. Danylenko, and A. V. Samelyuk, *Surf. Coat. Technol.*, 204: 5278 (2011).
  14. Б. Н. Мордюк, Г. И. Прокопенко, Н. А. Ефимов, А. В. Самелюк, *Металлофиз. новейшие технол.*, 34, № 5: 671 (2012).
  15. В. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, Yu. V. Milman, M. O. Iefimov, and A. V. Sameljuk, *Mater. Sci. Eng. A*, 563: 138 (2013).
  16. Н. И. Лазаренко, *Электроискровое легирование металлических поверхностей* (Москва: Машиностроение: 1976).
  17. А. Е. Гитлевич, В. В. Михайлов, Н. Я. Царканский В. М. Ревуцкий, *Электроискровое легирование металлических поверхностей* (Кишинев: Штиинца: 1985).
  18. А. Г. Косенко, Е. С. Данильченко, *Научный вестник ДГМА*, № 1: 106 (2009).
  19. Н. М. Чигринова, А. А. Кулешов, В. В. Нелаев, *Электронная обработка материалов*, № 2: 27 (2010).
  20. Х. М. Рахимьянов, Г. А. Исхакова, А. Х. Рахимьянов, *ФуХОМ*, № 1: 68 (1996).
  21. В. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *Mater. Sci. Eng. A*, 437: 396 (2006).
  22. В. N. Mordyuk and G. I. Prokopenko, *J. Sound Vib.*, 308: 855 (2007).
  23. В. N. Mordyuk, O. P. Karasevskaya, G. I. Prokopenko, and N. I. Khripta, *Surf. Coat. Technol.*, 210: 54 (2012).
  24. В. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, M. A. Vasylyev, and M. O. Iefimov, *Mater. Sci. Eng. A*, 458: 253 (2007).
  25. С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков, *Рентгеновский и электрон-*

- нооптический анализ* (Москва: Металлургия: 1970).
26. P. E. Markovs'kyi, V. K. Pischak, B. N. Mordyuk, and P. N. Okrainets', *Mater. Sci.*, **42**, No. 3: 376 (2006).
  27. Г. Прокопенко, В. Мазанко, Б. Мордюк та ін., *Вісник ТНТУ*, № 3: 170 (2013).
  28. E. L. Huskins, B. Cao, and K. T. Ramesh, *Mater. Sci. Eng. A*, **527**: 1292 (2010).
  29. *Binary Alloy Phase Diagrams* (Ed. T. B. Massalski) (Ohio: ASM Int.: 1990).
  30. K. Raviprasad, C. R. Hutchinson, T. Sakurai, and S. P. Ringer, *Acta Mater.*, **51**: 5037 (2003).
  31. И. Н. Фридляндер, *Алюминиевые деформируемые конструкционные сплавы* (Москва: Металлургия: 1979).
  32. Г. І. Прокопенко, А. Л. Березіна, С. М. Волошко и др., *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 3: 397 (2010).