

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВА Al-Mg-Li-Sc-Zr

Белорусский государственный университет. Минск, Республика Беларусь. uyl-
ana@gmail.com, shepelevich@bsu.by

В работе рассмотрена связь микроструктуры с микротвердостью быстрозатвердевшего алюминиевого сплава 1421, изученного с помощью растрового электронного микроскопа с приставкой электронно-зондового микроанализатора и методом измерения микротвердости при изохронном отжиге. Установлено, что высокоскоростное охлаждение расплава сплава приводит к образованию пересыщенного твердого раствора. При изохронном отжиге быстрозатвердевших фольг происходит немонотонное изменение микротвердости, обусловленное выделением метастабильных и стабильных фаз в различных температурных интервалах.

Алюминиевые сплавы системы Al-Mg-Li являются перспективными материалами в авиакосмической промышленности из-за их малой плотности, высокой прочности и хорошей коррозионной стойкости. При этом дополнительное введение скандия с цирконием повышает механические свойства сплавов. Поэтому большое количество работ посвящено изучению микроструктуры, фазового состава и механических свойств промышленного сплава Al-Mg-Li-Sc-Zr (сплав 1421). Для улучшения структуры и свойств используют современные методы, основанные на воздействии импульсным лазерным излучением [1], а также методы интенсивной пластической деформации (равноканальное угловое прессование) [2,3]. Ранее нами было получено, что дополнительное легирование сплавов на основе системы Al-Mg переходными металлами, особенно эффективно при высокоскоростной кристаллизации, благодаря повышению прочностных характеристик материала за счёт образования пересыщенного твёрдого раствора, дисперсных частиц промежуточных фаз и измельчения зёрновой структуры [4,5]. В настоящей работе выполнено исследование изменения микроструктуры и микротвёрдости быстрозатвердевших (БЗ) фольг сплава 1421 при отжиге.

Исследуемые в работе фольги промышленного сплава 1421 (Al-5,5% Mg-2,2% Li-0,12% Zr-0,2% Sc) (мас.%) были получены сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы методом одностороннего охлаждения: кристаллизация тонкого слоя расплава осуществлялась на внутренней поверхности медного цилиндра диаметром 20 см, вращающегося с частотой 1500 об/мин. Скорость охлаждения расплава была порядка 10^6 K/с. Толщина исследуемых фольг составила 40-80 мкм. Для сравнения использовался массивный образец, вырезанный из литого однородного сплава 1421 и подвергнутый изотермическому отжигу при температуре 300 °C в течение 5 часов. Изучение микроструктуры и фазового состава поперечного сечения фольг проводилось с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) марки LEO1455VP с приставкой "HKL CHANNEL5". Микротвёрдость H_μ измерялась с помощью прибора ПМТ-3 с использованием нагрузки 50 г и временем выдержки 60 секунд. Было исследовано изменение H_μ фольг от времени выдержки при комнатной температуре. Изохронный отжиг фольг проводился от комнатной температуры до 450 °C с интервалом 20 °C и выдержки 30 минут при каждой температуре. Погрешность измерения H_μ составила 4 %.

С помощью РЭМ получено, что в объеме свежезакаленных фольг отсутствуют включения вторых фаз (рис. 1 а). Микроструктура БЗ сплава состоит из пересыщенного α -твёрдого раствора. После отжига с температурой 300 °C, как показано на рис. 1 а, в микроструктуре образцов наблюдаются выделения β -фазы (Al_3Mg_2), а также частицы фазы, в состав которой входят Al, Mg, Sc и Zr, со средним размером 0,18 мкм и 0,20 мкм соответственно. По данным ряда авторов указанная фаза также содержит Li и имеет сложный состав $Al(Mg, Sc, Zr, Li)_x$ [6, 7].

На рис. 1 б показано изменение микротвёрдости БЗ сплава 1421 с течением времени выдержки при комнатной температуре. Получено, что микротвёрдость свежезакалённых

фольг составляет 965 МПа, что на 35 % больше, чем для литых гомогенизированных образцов, для которых $H_{\mu}=627$ МПа. Определено, что выдержка фольг в течение 5 ч приводит к увеличению микротвёрдости на 19 %. В дальнейшем H_{μ} образцов остается практически неизменной. Данное изменение микротвёрдости в зависимости от времени выдержки можно объяснить образованием повышенной концентрации вакансий при сверхбыстрой закалке из жидкой фазы. При комнатной температуре вакансии активно диффундируют и формируют кластеры с легирующими элементами, вызывая тем самым увеличение микротвёрдости при получении фольг и их последующей выдержке при комнатной температуре.

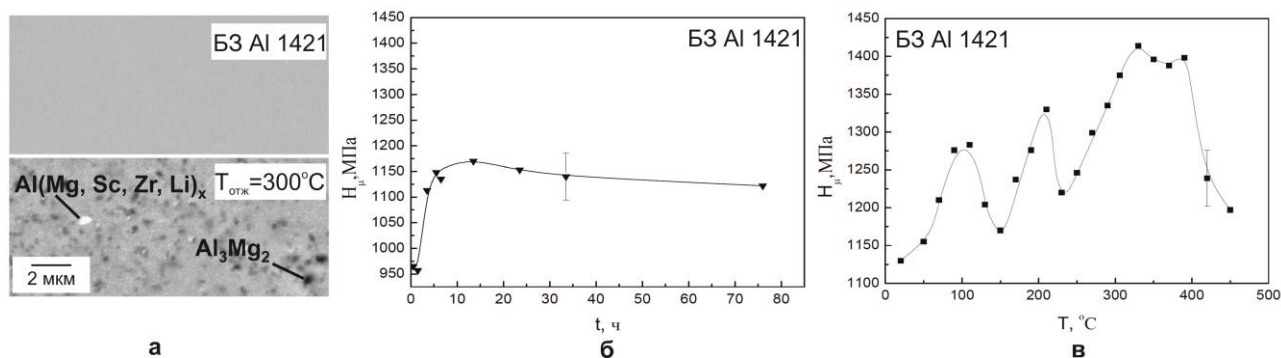


Рисунок 1 – Микроструктура и микротвёрдость БЗ сплава 1421: РЭМ изображения поперечного сечения свежезакаленной и отожженной при 300 °С фольг (а), изменение микротвердости фольг от времени выдержки при комнатной температуре (б) и изменение их микротвердости при изохронном отжиге (в).

Зависимость микротвёрдости фольг сплава 1421 от температуры изохронного отжига представлена на рис. 1 в. Наблюдается немонотонное изменение H_{μ} от температуры нагрева. В интервале температур 50-100, 150-210, 230-340 °С происходит увеличение микротвёрдости, а затем ее уменьшение. Сложный характер изменения H_{μ} фольг при изохронном отжиге свидетельствует о протекании структурно-фазовых превращений в БЗ сплаве.

Первый максимум зависимости $H_{\mu}(T)$ на рис. 1 в целесообразно связать с выделением метастабильной $\delta'(Al_3Li)$ и стабильной $S_1(Al_2MgLi)$ фаз, содержащих литий [8]. Распад метастабильной δ' фазы при 120 °С вызывает последующее уменьшение микротвёрдости.

Наблюдаемый следующий этап изменения микротвёрдости фольг сплава 1421 объясняется появлением метастабильной β' -фазы (Mg_5Al_8), а затем стабильной β -фазы (Al_3Mg_2) [10], выделения которой обнаружены на рис. 1 а. Установленный температурный интервал увеличения H_{μ} согласуется с ранее полученными нами результатами для фольг сплавов Al-Mg-Ni [4] и Al-Mg-Fe [5], приведенными для сравнения на рис. 2. Отметим, что в работе [9] при отжиге сплава Al-Mg после интенсивной пластической деформации кручением также сообщается об увеличении микротвёрдости в интервале температур 160-230 °С.

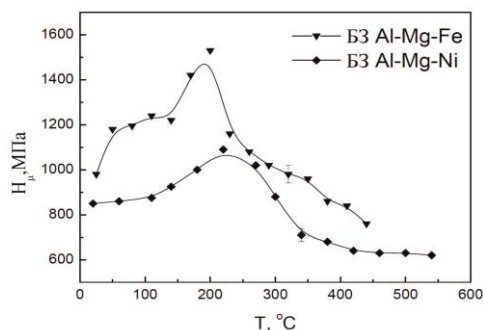


Рисунок 2 – Зависимость микротвёрдости фольг сплавов Al-3,6 ат. % Mg-0,4 ат. % Ni [4] (а) и Al-5,4 ат. % Mg-0,4 ат. % Fe [5] (б). Измерения микротвёрдости производили по методу Виккерса на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 20 г.

Как получено в настоящей работе, присутствие в сплаве 1421 переходных металлов (Sc, Zr) приводит к образованию фазы $Al(Mg, Sc, Zr, Li)_x$, мелкодисперсные выделения которой вызывают увеличение микротвёрдости в интервале 260-320 °С. Значительное уменьшение микротвёрдости при нагреве фольг сплава выше 380 °С обусловлено процессами укрупнения выделений и рекристаллизацией [11], сопровождающейся ростом зерен.

Таким образом, высокоскоростное охлаждение жидкой фазы сплава 1421 вызывает образование пересыщенного твердого раствора. Его распад приводит к немонотонному изменению микротвердости фольг сплава при изохронном отжиге, обусловленному процессами выделения метастабильных и стабильных фаз.

Список литературы

1. Кикин, П.Ю. Влияние низкоэнергетического импульсного лазерного излучения на свойства ультрамелкозернистого алюминиевого сплава 1421 / П. Ю. Кикин, А. И. Пчелинцев, Е. Е. Русин, Н. В. Землякова // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2012. - № 8. - С. 23-26.
2. Мишин, И.П. Особенности деформационного поведения ультрамелкозернистого алюминиевого сплава при комнатной температуре / И. П. Мишин // *Научное обозрение. Технические науки*. - 2014. - № 2. - С. 64-67.
3. Mogucheva, A. Microstructure and mechanical properties of an Al-Li-Mg-Sc-Zr alloy subjected to ECAP / A. Mogucheva, R. Kaibyshev // *Metals*. - 2016. - № 6. - С. 254-268.
4. Сивцова, П.А. Влияние добавки железа на структуру и микротвердость быстрозатвердевшей фольги бинарного сплава Al-5,4 ат. % Mg / П. А. Сивцова, В. Г. Шепелевич // *Быстрозакаленные материалы и покрытия: сб. трудов 7-й Всероссийской с международным участием научно-технической конференции, Москва, 2-3 декабря 2008 г., «МАТИ» - РГТУ им. К. Э. Циолковского*. – Москва, 2008 г. – С. 10-14.
5. Шепелевич, В.Г. Структура, микротвердость и термическая стабильность быстрозатвердевшей фольги сплава Al-3,6 ат. % Mg-0,4 ат. % Ni / В. Г. Шепелевич // *Вестник Белорусского государственного университета. Сер. 1, Физика. Математика. Информатика*. - 2014. - № 2. - С. 13-17.
6. Найденкин, Е.В. Влияние интенсивной пластической деформации на структурно-фазовое состояние и механические свойства алюминиевого сплава системы Al-Mg-Li / Е. В. Найденкин, Ю. Р. Колобов, Е. В. Голосов, И. П. Мишин // *Физическая мезомеханика*. - 2006. - № 9. - С. 133-136.
7. Islamgaliev R.K. Characteristics of superplasticity in an ultrafine-grained aluminum alloy processed by ECA pressing / R. K. Islamgaliev, N. F. Yunusova, R. Z. Valiev, N. K. Tsenev, V. N. Perevezentsev, T. G. Langdon // *Scripta Mater*. - 2003. – V. 49. – P. 467-472.
8. Князев, М.И. Разработка количественных методов исследования фазового состава, текстуры и анизотропии свойств алюминий-литиевых сплавов: дис. канд. техн. наук : 05.16.01 / М. И. Князев ; науч. рук. С. Я. Бецофен ; МАИ. - Москва, 2016. - 178 с. : ил.
9. Ценев, Н. К. Особенности структурных изменений при отжиге субмикро- и нанокристаллических алюминиевых сплавов / Н. К. Ценев, В. Н. Перевезенцев, М. Ю. Щербань, А. Н. Ценев // *Журнал технической физики*. - 2010. - № 6. - С. 68-72.
10. Петров, А. П. Режимы горячей деформации и технологическая пластичность сплавов систем Al-Mg и Al-Mg-Sc / А. П. Петров, П. А. Головкин // *Перспективные технологии легких и специальных сплавов / О. А. Банных [и др.]*. – Москва : ФИЗМАТЛИТ, 2006. – С. 213-221.
11. Гутько, Е. С. Исследование быстрозатвердевших фольг бинарных и тройных сплавов на основе алюминия, содержащих цинк и магний / Е. С. Гутько, В. Г. Шепелевич // *Физика и химия обработки материалов*. - 2005. - № 4. - С. 81-85.