

П. А. Сивцова, ассистент; В. Г. Шепелевич, профессор (БГУ)

**СТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕГО СПЛАВА****Al – 5,4 ат. % Mg – 0,4 ат. % Fe**

The processes taking place during thermal treatment of rapidly solidified foils of Al – 5,4 at. % Mg – 0,4 at. % Fe alloy were investigated.  $Al_8Mg_5$  precipitation was found and characterized by form and distribution of the precipitates. (111) texture of foils is preserved during annealing. Decomposition of supersaturated solid solution, obtained by rapid solidification, was studied by SEM, XRD and microhardness measurements during isochronous and isothermal annealing. The decomposition begins at 150–200°C and is accomplished by characteristic microhardness grow. After prolonged thermal treatment microhardness decreases and  $Al_8Mg_5$  phase migrates to grain boundaries.

**Введение.** Быстрозатвердевшие алюминиевые сплавы часто имеют более высокие механические свойства, чем сплавы, приготовленные традиционными методами. Улучшение механических свойств таких сплавов связано с образованием в них пересыщенных растворов переходных элементов в алюминии, а также мелкодисперсной структурой выделений, образующихся в процессе сверхбыстрой кристаллизации. Сочетание же упомянутых факторов с процессами старения потенциально способно дополнительно повысить механические характеристики данных сплавов. В связи с этим были предприняты исследования свойств сплава алюминия с магнием и железом, полученных методами сверхбыстрой закалки из расплава. Магний является основным легирующим элементом сплавов типа «магналий», которые после холодной деформации имеют значительные прочность и пластичность наряду с высокими коррозионной стойкостью и свариваемостью. Железо специально добавляют в сплавы типа «магналий» с целью снижения аномального роста зерна [1].

**Основная часть.** Исследованный сплав Al – 5,4 ат. % Mg – 0,4 ат. % Fe был получен сплавлением двух бинарных – Al – 7,2 ат. % Mg и Al – 2,0 ат. % Fe. Фольги синтезировались упрощенным методом центробежной закалки [2]. Капля расплава массой ~0,2 г инжесктировалась на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного барабана диаметром 20 см, частота вращения которого составляла 1500 об/мин. Максимальная длина полученной фольги достигала 7 см, ширина – 10 мм. Для исследований отбирались фольги с толщиной в пределах 30–80 мкм. Скорость охлаждения, как показал расчет [3], достигала  $10^6$  К/с. Сторона, прилегающая к кристаллизатору, имела зеркальную, а противоположная сторона – бугристую структуру, в дальнейшем обозначаемые как сторона А и сторона Б.

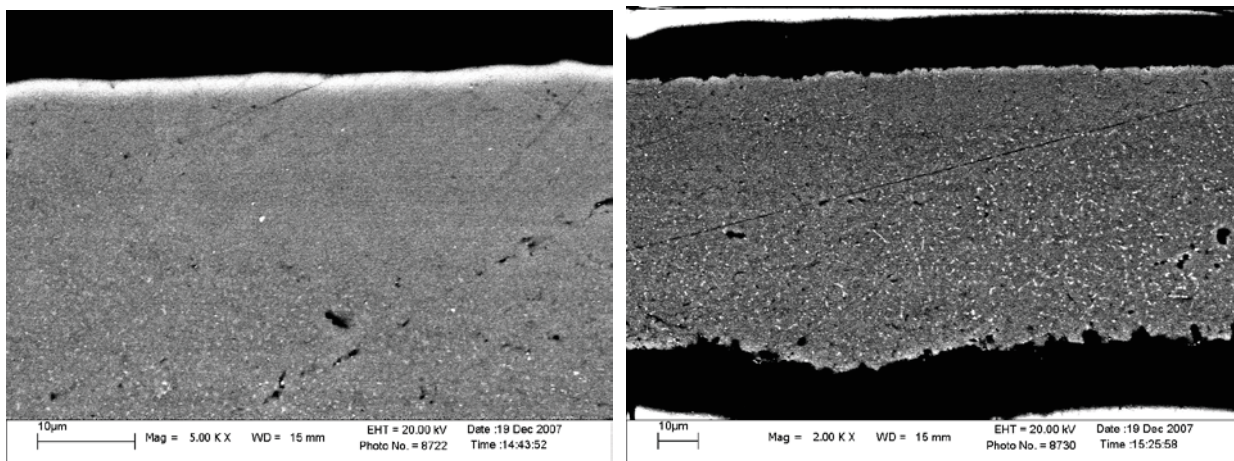
Проводились исследования структуры и механических свойств сплавов в исходном состоянии и после термической обработки. Структура и химический состав образцов изучались посредством растрового электронного микроскопа LEO 1455VP. Рентгеноструктур-

ный анализ проводился на дифрактометре ДРОН-3М в геометрии Брега – Брентано в монохроматизированном медном излучении. Полусная плотность дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331, 420 рассчитывалась по методу Харриса [4]. Прецизионная съемка линии 420 служила для расчета параметра и микродеформации элементарной ячейки кристаллической решетки [5]. Погрешность определения параметра элементарной ячейки – 0,01%. Микротвердость фольги исследовалась с помощью ПМТ-3 с нагрузкой 20 г. Погрешность измерения микротвердости – 3%. Изохронный отжиг быстрозатвердевшей фольги осуществлялся от комнатной температуры до 470°C через 30°C с выдержкой по 20 мин при каждой температуре. Последовательный изотермический отжиг проводился в течение нескольких часов при различных температурах.

Электронная микроскопия выявила существование в объеме фольги мелкодисперсных выделений второй фазы, объемная плотность которых уменьшается по мере удаления от стороны А, а размер увеличивается. Это свидетельствует о значительных различиях в режимах затвердевания слоев фольги, прилегающих к кристаллизатору и удаленных от него. Как показывает расчет, около 2/3 толщины затвердевают в режиме рекалесценции, а затем происходит переход к отводу тепла в подложку [9].

После отжига количество выделений уменьшается, а размер – увеличивается. Данные эффекты выражены тем сильнее, чем выше температура отжига. Также с ростом температуры происходит миграция выделений из объема на границы зерен (рис. 1). Рентгеноспектральный и рентгенофазовый анализ выделений показали, что они принадлежат фазе  $Al_8Mg_5$ , которая при высоких скоростях охлаждения возникает уже при содержании магния в 2–3 ат. % [6].

Параметр элементарной ячейки фольги увеличен относительно параметра для чистого алюминия, что показывает существование твердого раствора. Измеренное значение постоянной решетки соответствует наличию в твердом растворе 0,3–0,4 ат. % магния (в зависимости от доли железа, перешедшего в твердый раствор).



а б  
Рис. 1. Распределение выделений второй фазы:  
а – исходное состояние; б – отжиг при 470°C в течение 1 ч

Изотермический отжиг приводит к дополнительному увеличению параметра элементарной ячейки (рис. 2), которое не может быть связано лишь с выходом железа из твердого раствора, так как рост параметра решетки для такого процесса не должен превышать 0,004 Å при экспериментальной величине скачка на 0,008 Å. Подобное поведение связано, таким образом, еще и с растворением интерметаллида  $Al_8Mg_5$  и переходом магния в твердый раствор  $\alpha$ -Al [1].

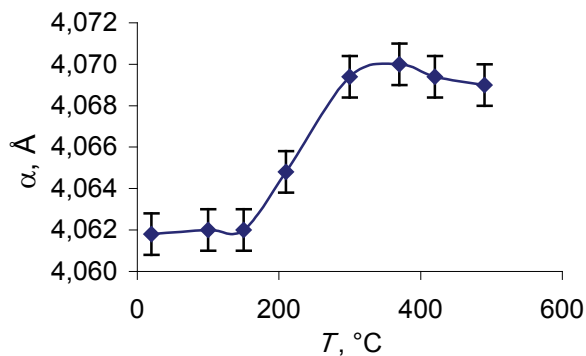


Рис. 2. Зависимость параметра элементарной ячейки от температуры отжига

Физическое уширение дифракционной линии (420) твердого раствора на основе алюминия исследованного сплава в исходном состоянии невелико и при отжиге уменьшается (рис. 3), что обусловлено растворением выделений второй фазы и переходом магния в твердый раствор на основе алюминия и с коалесценцией выделений, в результате чего происходит уменьшение микронапряжений кристаллической решетки.

Значения полюсных плотностей дифракционных линий твердого раствора на основе алюминия показывают, что преобладающей является текстура (111), на долю которой приходит-

ся 50% объема фольги. Отжиг фольг не приводит к смене доминирующей текстуры.

Преобладающей текстурой в алюминиевых сплавах, полученных традиционными методами кристаллизации, является текстура (100), так как плоскости {100} имеют минимальную поверхностную энергию при контакте с расплавом, и поэтому преимущественно формируются при росте дендритов [4, 7]. Возможность же формирования текстуры (111) следует из термодинамических расчетов движущей силы перемещения плоской межфазной границы «кристалл – жидкость», учитывающих соответствующее изменение плотности жидкости перед фронтом кристаллизации [7]. Согласно результатам вычислений, для плоскостей {111}, совпадающих с межфазной границей, дополнительная энергия для перемещения в нормальном направлении является минимальной.

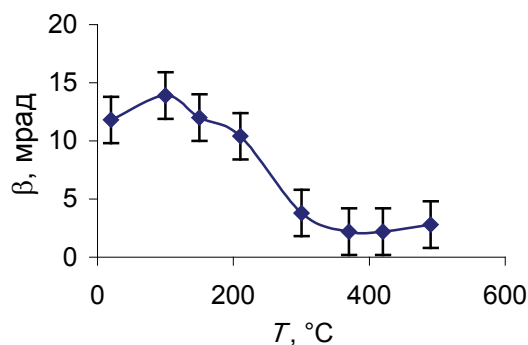


Рис. 3. Зависимость физического уширения дифракционной линии (420) от температуры отжига

Микротвердость исследованной фольги в исходном состоянии в 3 раза превышает микротвердость чистого алюминия и в 1,2 раза – микротвердость массивных образцов, что связано с формированием пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, наличием мелко-

дисперсных выделений второй фазы и микродеформациями кристаллической решетки, внесенными на этапе получения фольги.

Изохронный отжиг фольг выявил сложный процесс старения (рис. 4). Существенное изменение микротвердости образцов в интервале 140–290°C обусловлено выделением в этой области температур железосодержащей фазы, на роль которой претендует метастабильный интерметаллид  $Al_6Fe$  [1, 8], так как стабильная фаза  $Al_3Fe$  образуется в быстрозатвердевших сплавах только при более высоких температурах.

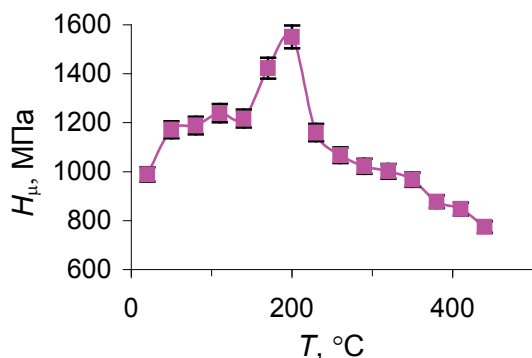


Рис. 4. Зависимость микротвердости фольг от температуры при изохронном отжиге

Для проверки результатов изохронного отжига был проведен изотермический отжиг (рис. 5). В интервале температур 120–260°C действительно наблюдается существенное изменение микротвердости. Полученные результаты показали, что выявленные в процессе изохронного отжига особенности старения не являются специфическими именно для этого вида отжига и выбранных режимов старения, а характерны для сплава в целом.

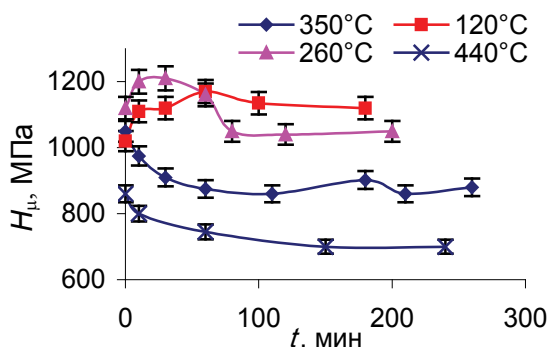


Рис. 5. Зависимость микротвердости фольг от времени при изотермическом отжиге

Полученные результаты объясняются тем, что на начальном этапе выделения фазы  $Al_6Fe$  очень малы и приводят к упрочнению фольги.

При повышении температуры они увеличиваются, коалесцируют, количество частиц уменьшается, и они более не способны оказывать упрочняющее действие. О справедливости этих предположений свидетельствуют электронно-микроскопические фотографии срезов отожженных фольг. Коалесценция включений способствует протеканию рекристаллизации, приводящей к монотонному уменьшению микротвердости на конечных этапах изохронного отжига.

**Закключение.** Исследование структуры и свойств быстрозатвердевшей фольги сплава Al–5,4 ат. % Mg–0,4 ат. % Fe выявило ее сложное поведение при «горячем» старении и существенный потенциал этого сплава как конструкционного материала. Сверхбыстрая закалка из расплава в сочетании с оптимально подобранными режимами старения позволяют добиться практически двукратного роста микротвердости.

### Литература

1. Мондольфо, Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов / Л. Ф. Мондольфо. – М.: Металлургия, 1979. – 640 с.
2. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы) / под ред. Б. С. Митина. – М.: СП «ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ», 1998. – 400 с.
3. Мирошниченко, И. С. Закалка из жидкого состояния / И. С. Мирошниченко. – М.: Металлургия, 1982. – 168 с.
4. Вассерман, Г. Текстуры металлических материалов / Г. Вассерман, И. Гревен. – М.: Металлургия, 1969. – 654 с.
5. Горелик, С. С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ: учеб. пособие для вузов / С. С. Горелик, Ю. А. Скаков, Л. Н. Расторгуев. – М.: МИСИС, 1994. – 327 с.
6. Золоторевский, В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золоторевский, Н. А. Белов. – М.: МИСИС, 2005. – 376 с.
7. Li, D. Y. A possible role for surface packing density in the formation of {111} texture in solidified FCC metals / D. Y. Li, I. A. Szpunar // Mater. Sci. Lett. – 1994. – Vol. 13, № 21. – P. 1521–1523.
8. Сивцова, П. А. Исследование быстрозатвердевшей фольги сплава системы Al–Cr–Fe / П. А. Сивцова, В. Г. Шепелевич // МиТОМ. – 2007. – № 6 (624). – С. 8–11.
9. Сивцова, П. А. Структура поверхности быстрозатвердевших фольг алюминиевых сплавов, полученных центробежной закалкой / П. А. Сивцова, И. А. Сивцов, В. Г. Шепелевич // Журнал функциональных материалов. – 2007. – Т. 1, № 4. – С. 134–140.