

СТРУКТУРА И СТАБИЛЬНОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШЕЙ ФОЛЬГИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ – ОЛОВО

It is found that rapidly solidified foils have microcrystalline structure, texture (111) and dispersed tin particles. Isochronous annealing causes change micro hardness due to decomposition of solid solution and coalescence of tin particles.

Быстрое затвердевание сплавов приводит к формированию микрокристаллической и дисперсной структуры, оказывающей существенное влияние на свойства материалов и на технические характеристики изделий, изготовленных из них [1, 2]. Сплавы алюминия с добавками олова используют при изготовлении подшипников для тяжело нагруженных транспортных средств. Известно [3], что сверхбыстрой закалкой из расплава удается ввести в твердый раствор алюминия до 0,2 ат. % олова. Однако зеренная структура, распределение фаз, их стабильность практически не изучены. В связи с этим исследования структуры и микротвердости быстрозатвердевшей фольги сплавов системы алюминий – олово являются актуальными и имеют научное и практическое значение.

Материал и методика

Сплавы системы алюминий – олово, содержащие от 0,5 до 8,0 ат. % Sn, получены сплавлением в кварцевых ампулах компонентов, чистота которых была не хуже 99,99 %. Фольга сплавов получалась в результате затвердевания капли расплава ($\sim 0,2 \div 0,3$ г) на внутренней полированной поверхности быстровращающегося медного цилиндра диаметром 20 см. Линейная скорость поверхности кристаллизатора составляла 15 м/с. Нами использовалась фольга толщиной от 30 до 100 мкм. Скорость охлаждения жидкости, как показал расчет [4], достигала 10^6 К/с. Рентгеноструктурные исследования фольги выполнены на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении. Текстура фольги сплавов изучалась по дифракционным линиям 111, 200, 220, 311, 331 и 420 алюминия и 200, 101, 220, 211, 301 и 102 олова [5]. Расчет полюсной плотности p_{hkl} дифракционных линий проводился по методу Харриса [6]. Структура поверхности фольги, морфология выделений второй фазы изучались с помощью электронного микроскопа LEO 1455 VP. Химический состав фольги определялся на основании рентгеноспектрального микроанализа. Микротвердость H_{μ} фольги измерялась на приборе ПМТ-3 с нагрузкой 20 г, погрешность измерений составила 4 %. Изохронный отжиг фольги проведен с интервалом 10 °С, время выдержки – 10 мин при каждой температуре отжига.

Результаты и их обсуждение

Длина и ширина быстрозатвердевшей фольги достигали 10 см и 10 мм соответственно. Прилегающая к поверхности кристаллизатора поверхность фольги (в дальнейшем – поверхность А) имела зеркальный вид, хотя и содержала раковины микронных размеров, противоположная (поверхность В) имела неровности в виде выступов и впадин. Поверхность В и дно раковин поверхности А имели ячеистую структуру. Размер большинства ячеек находился в пределах $2 \div 7$ мкм, а число их сторон изменялось от 4 до 8. Дендритная структура на поверхности фольги не обнаружена.

Поперечное сечение фольги характеризуется неоднородной структурой. В слое фольги, прилегающем к поверхности А, выделений второй фазы не установлено. Толщина этого слоя уменьшается с увеличением концентрации олова в сплаве и для фольги сплава Al-2 ат. % Sn достигает 15 мкм. В следующем слое наблюдается строчечная структура выделений второй фазы. В слое фольги, прилегающем к поверхности В, выделения второй фазы преимущественно располагаются по границам зерен, декорируя их. Рентгеноспектральный анализ показал, что такими выделениями являются частицы олова, средний размер которых для фольги сплава Al-0,5 ат. % Sn составляет 0,14 мкм, для фольги сплава Al-1,0 ат. % Sn – 0,23 мкм и для фольги сплава Al-2,0 ат. % Sn – 0,24 мкм. Следует отметить, что основная фаза – пересыщенный твердый раствор олова в алюминии [3].

Быстрозатвердевшая фольга имеет микрокристаллическую структуру. С увеличением концентрации олова в сплаве средний размер зерна уменьшается и составляет несколько микрон. В средней части фольги сплава Al-2,0 ат. % Sn он равен 2,5 мкм, а в слое, прилегающем к поверхности В, достигает 4,4 мкм.

Полюсная плотность дифракционных линий твердого раствора алюминия в быстрозатвердевшей фольге сплавов системы алюминий – олово

Дифракционные линии	Концентрация олова (ат. %)/поверхность фольги								
	0,5/А	0,5/В	1,0/А	1,0/В	2,0/А	2,0/В	4,0/А	6,0/А	8,0/А
111	5,0	2,7	3,5	2,1	2,1	1,6	1,5	1,3	1,1
200	0,3	1,1	0,8	1,1	1,0	0,9	1,3	1,3	1,2
220	0,3	1,1	0,6	1,0	1,0	0,9	1,2	1,2	1,2
311	0,3	1,2	0,5	0,9	1,0	0,8	1,1	1,2	1,2
331	0,1	0,4	0,3	0,4	0,4	0,5	0,5	0,5	0,6
420	0,0	0,5	0,3	0,5	0,5	0,5	0,4	0,5	0,6

В таблице приведены значения полюсных плотностей дифракционных линий твердого раствора алюминия. Наибольшим значением полюсной плотности характеризуется линия 111, что указывает на формирование текстуры (111). Так, в прилегающем к поверхности А слое фольги сплава Al-0,5 ат. % Sn на долю ориентировки (111) приходится почти 90 % его объема, однако в прилегающем к поверхности В слое на долю этой же ориентировки – только 45 % его объема. Таким образом, при перемещении фронта кристаллизации происходит увеличение среднего размера зерна и ослабление текстуры (111). Из результатов, представленных в таблице, следует, что легирование алюминия оловом выше 0,5 ат. % вызывает ослабление текстуры (111). Формирование текстуры (111) в быстрозатвердевшей фольге алюминия и его сплавах связывается с преимущественным ростом зерен, у которых плоскости {111} параллельны фронту кристаллизации [1, 7].

В быстрозатвердевшей фольге частицы олова также в большинстве своем ориентируются. Установлено, что они располагаются преимущественно плоскостью (200) параллельно поверхности фольги. С увеличением концентрации олова ориентировка (200) его частиц ослабевает, но при этом происходит усиление ориентировки (101).

Значение физического уширения β дифракционной линии 420 твердого раствора алюминия достигало 2,5 мрад, что свидетельствует о незначительном уровне микродеформаций в объеме быстрозатвердевшей фольги и образовании крупноблочной структуры [8].

Зависимость микротвердости фольги сплавов от концентрации олова приведена на рис. 1. Образование пересыщенного твердого раствора [6] является причиной увеличения H_{μ} при малой концентрации олова, дальнейшее увеличение которой ведет к образованию частиц второй фазы, причем их микротвердость меньше микротвердости твердого раствора алюминия. Вследствие этого вклад выделений второй фазы в значение H_{μ} фольги незначителен для сплавов, содержащих от 1 до 8 ат. % Sn. Быстрозатвердевшая фольга сплавов алюминия с оловом находится в неустойчивом состоянии, что приводит к изменению ее структуры и свойств при нагреве. На рис. 2 представлена зависимость микротвердости фольги сплавов Al-0,5 ат. % Sn и Al-2 ат. % Sn от температуры нагрева при изохронном отжиге. В процессе нагрева H_{μ} изменяется в интервалах 130÷160 °С и 190÷240 °С. На первом этапе происходит увеличение числа частиц второй фазы, что свидетельствует о распаде пересыщенного твердого раствора.

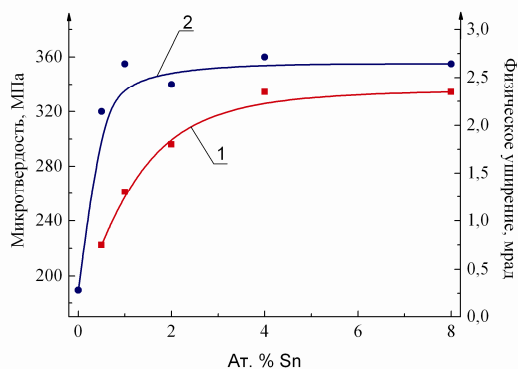


Рис. 1. Зависимость физического уширения β (1) дифракционной линии 420 и микротвердости H_{μ} (2) быстрозатвердевшей фольги от концентрации олова в сплаве

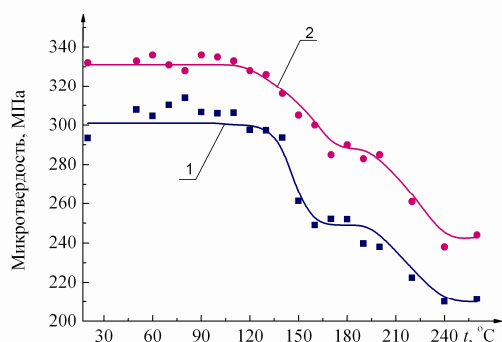


Рис. 2. Изменение микротвердости быстрозатвердевшей фольги сплавов Al-0,5 ат. % Sn (1) и Al-2 ат. % Sn (2) при изохронном отжиге

На рис. 3 приведены фотографии средней части поперечного сечения фольги сплава Al-1 ат. % Sn до и после изотермического отжига при 250 °С в течение 30 мин, которые свидетельствуют об увеличении среднего размера частиц олова с 0,23 до 0,48 мкм. Поэтому изменение микротвердости в интервале температуры 190÷240 °С обусловлено коалесценцией частиц олова. Изменение H_{μ} в интервале температур изохронного отжига 160÷190 °С находится в пределах погрешности ее измерения, т. е. данный температурный интервал разделяет процессы распада пересыщенного твердого раствора и коалесценции при изохронном отжиге, что может быть использовано при проведении термической обработки изучаемой быстрозатвердевшей фольги сплавов системы алюминий – олово.

Таким образом, в быстрозатвердевшей фольге сплавов системы Al – Sn, содержащих до 8 ат. % Sn, наблюдаются микрокристаллическая структура, текстура (111) и дисперсные выделения олова. Легирование алюминия оловом приводит к увеличению микротвердости и физического уширения дифракционной линии 420. При изохронном отжиге фольги происходят изменения микротвердости в интервалах температуры 130÷160 °С и 190÷240 °С, связанные с распадом пересыщенного твердого раствора и коалесценцией частиц олова соответственно.

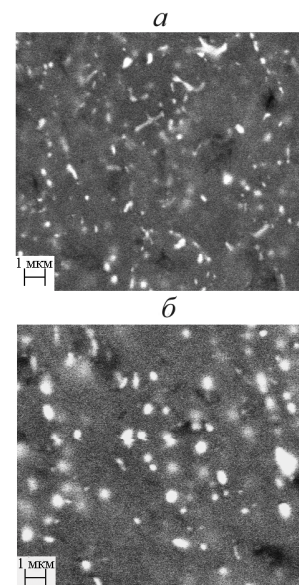


Рис. 3. Микроструктура средней части поперечного сечения фольги сплава Al-1 ат. % Sn в исходном состоянии (а) и после изотермического отжига при 250 °С в течение 30 мин (б)

1. Калиниченко А.С., Бергманн Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика. М., 2001.
2. Васильев В.А., Митин Б.С., Пашков И.М. и др. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы). М., 1998.
3. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М., 1979.
4. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. М., 1987.
5. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. М., 1963.
6. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. М., 1969.
7. Li D.Y., Szpunar J.A. // J. Mater. Sci. Lett. 1994. Vol. 13. № 21. P. 1521.
8. Уманский Я.С. Рентгенография металлов. М., 1967.

Поступила в редакцию 08.02.08.

Василий Григорьевич Шепелевич – доктор физико-математических наук, профессор кафедры физики твердого тела.
Алексей Игоревич Грачев – студент 5-го курса физического факультета.