

УДК 621.785.6

## СТРУКТУРА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ - ХРОМ

**Е.Ю. НЕУМЕРЖИЦКАЯ, В.Г. ШЕПЕЛЕВИЧ**  
(Белорусский государственный университет, Минск)

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы Al-Cr имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (111), состоят из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и при концентрации хрома 1,5 ат. % содержат частицы фазы CrAl<sub>7</sub>. При нагреве фольг выше 200 °С происходит распад пересыщенного твердого раствора, сопровождаемый выделением фазы CrAl<sub>7</sub>. Нагрев выше 420 °С вызывает протекание рекристаллизационных процессов, при которых текстура (111) исчезает.

При сверхбыстрой закалке из жидкой фазы достигается значительное увеличение растворимости легирующих элементов в матрице, формируется микрокристаллическая структура, возможно образование мелкодисперсных выделений метастабильных и стабильных фаз, что существенно влияет на физико-механические свойства материалов [1]. Известно [2], что равновесная растворимость переходных элементов в алюминии очень низкая, что ограничивает их использование в качестве легирующих элементов при получении сплавов традиционными технологиями. В связи с этим в данной работе представлены результаты исследования структуры быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-хром, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы.

Сплав Al-1,5 ат. % Cr получен сплавлением компонентов в индукционной печи. Затем из этого сплава и алюминия приготавливались сплавы, содержащие 0,2, 0,4 и 0,8 ат. % Cr. Для получения фольги капля расплава (≈ 0,2 г) инжигировалась на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра, где и происходила кристаллизация. Линейная скорость поверхности цилиндра 15 м/с. Для исследования использовались фольги толщиной 30... 80 мкм. Скорость охлаждения жидкости при получении фольги такой толщины ≈ 10<sup>6</sup> К/с [3]. Рентгеноструктурные исследования быстрозатвердевших фольг выполнены на дифрактометре ДРОН-3 в медном излучении. Физическое уширение дифракционной линии 420 рассчитывалось по формуле

$$\beta = 0,5 (B - b + (B(B - b))^{1/2}),$$

где  $B$  – общее уширение линии;  $b$  – геометрическое уширение.

Для проведения металлографического анализа использовалась оптическая система ПМТ-3. Изохронный отжиг фольг проводился в интервале от 20 °С до 550 °С через 60...90 °С с выдержкой по 30 мин при каждой температуре отжига.

Быстрозатвердевшие фольги имеют микрокристаллическую структуру. Например, средний размер зерна фольги сплава Al-0,4 ат. % Cr равен 4 мкм. Зерна в фольге имеют преимущественную ориентировку. В табл. 1 приведены значения полюсных плотностей дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331, 420 для фольг исследуемых сплавов. При этом рентгеновское излучение падало на сторону фольги, которая при кристаллизации находилась в контакте с поверхностью кристаллизатора. Наибольшим значением полюсной плотности характеризуется дифракционная линия 111. Такая же текстура (111) наблюдалась ранее в быстрозатвердевших фольгах сплавов систем алюминий-марганец, алюминий-цинк и алюминий-титан [4]. Ее формирование объясняется тем, что в направлении теплоотвода, совпадающем с нормалью к поверхности кристаллизатора с наибольшей скоростью растут те зерна, для которых межфазная граница кристалл-жидкость совпадает с плоскостями {111} [5].

Таблица 1

Полюсные плотности дифракционных линий быстрозатвердевших фольг сплавов Al-Cr

Состав и состояние фольги	Дифракционные линии					
	111.	200	220	311	331	420
Al-0,2 ат. % Cr, исходное	2,4	0,4	1,4	0,8	0,6	0,4
Al-0,4 ат. % Cr, исходное	4,3	0,2	0,5	0,5	0,2	0,2
Al-0,8 ат. % Cr, исходное	3,9	0,7	0,5	0,5	0,2	0,2
Al-1,5 ат. % Cr, исходное	1,7	1,0	1,0	1,0	0,7	0,7
Al-0,4 ат. % Cr, отжиг при 280 °С	1,6	1,0	1,0	0,8	0,7	0,8
Al-0,4 ат. % Cr, отжиг при 360 °С	1,7	1,0	0,2	1,0	0,7	0,7
Al-0,4 ат. % Cr, отжиг при 420 °С	1,2	1,2	1,2	1,0	0,7	0,7
Al-0,4 ат. % Cr, отжиг при 490 °С	1,0	0,7	1,2	1,2	1,0	1,0
Al-0,4 ат. % Cr, отжиг при 550 °С	1,1	0,9	1,1	1,3	0,7	0,9

Для быстрозатвердевших фольг, содержащих 0,2, 0,4 и 0,8 ат. % Cr наблюдаются только дифракционные отражения, принадлежащие твердому раствору на основе алюминия. При этом параметр элементарной ячейки, определяемый по положению дифракционной линии 420, уменьшается с увеличением концентрации хрома в твердом растворе до 0,8 ат. % Cr (рис. 1). На дифрактограмме фольг сплава Al-1,5 ат. % Cr наблюдаются дополнительные дифракционные линии. В табл. 2 приведены значения углов, при которых они обнаружены, а также соответствующие им рассчитанные межплоскостные расстояния  $d_3$ . Кроме того, в этой таблице приведены рассчитанные значения межплоскостных расстояний  $d_p$  для фазы  $\text{CrAl}_7$ , имеющей моноклинную кристаллическую структуру с параметрами элементарной ячейки  $a = 20,47 \text{ \AA}$ ,  $b = 7,64 \text{ \AA}$ ,  $c = 25,36 \text{ \AA}$  и  $\beta = 155^\circ 10'$  [6], а также индексы соответствующих плоскостей. Совпадение  $d_3$  и  $d_p$  позволяет утверждать, что быстрозатвердевшие фольги сплава Al-1,5 ат. % Cr содержат выделения фазы  $\text{CrAl}_7$ . Выделение частиц  $\text{CrAl}_7$  сопровождается резким возрастанием физического уширения  $\beta$  дифракционной линии 420 (см. рис. 1).

Последнее может быть обусловлено появлением микронапряжений в объемах твердого раствора, окружающих частицы второй фазы.

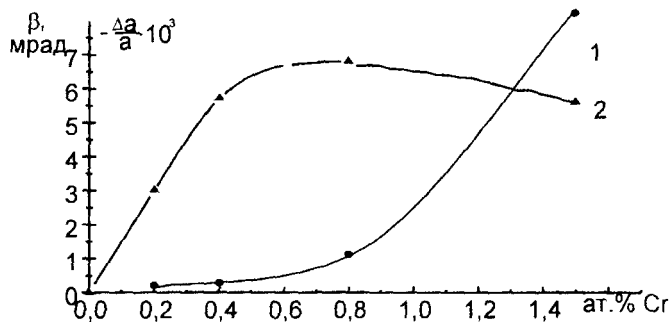


Рис. 1. Зависимость  $\beta$  (1) и  $\Delta a/a$  (2) от концентрации хрома в сплавах системы Al-Cr

Таблица 2

Сравнение межплоскостных расстояний  $d_3$  и  $d_p$  фазы  $\text{CrAl}_7$

$\Theta^\circ \text{ C}$	$d_3$ , нм	$d_p$ , нм	hkl
14,3	0,312	0,312	201
17,4	0,257	0,256	103
20,4	0,221	0,219	230
23,8	0,191	0,190	330
28,3	0,162	0,162	303

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов системы Al-Cr находятся в неустойчивом состоянии. На рис. 2 представлены графики зависимости изменения параметра элементарной ячейки твердого раствора хрома в алюминии  $\Delta a$ , физического уширения  $\beta$  дифракционной линии 420 и отношения  $I(t)/I_0 = 1/3 [I^{301}(t)/I_0^{201} + I^{330}(t)/I_0^{201} + I^{303}(t)/I_0^{303}]$  при изохронном отжиге, где  $I^{hkl}(t)$ ,  $I_0^{hkl}$  – интенсивности дифракционной линии hkl после отжига при температуре  $t$  и после длительного отжига при  $t = 550^\circ \text{ C}$ . Наблюдаемое изменение  $\Delta a(t)$  свидетельствует о том, что начало распада пересыщенного твердого раствора происходит при  $200^\circ \text{ C}$  и завершается при  $360^\circ \text{ C}$ .

При изохронном отжиге физическое уширение  $\beta$  дифракционной линии 420 сначала уменьшается, затем увеличивается, а потом снова уменьшается. Начальное уменьшение  $\beta$  при отжиге в интервале от  $100^\circ \text{ C}$  до  $200^\circ \text{ C}$  можно связать с уменьшением микронапряжений, возникших в матрице при кристаллизации. На начальном этапе распада пересыщенного твердого раствора, когда выделения фазы  $\text{CrAl}_7$  небольшие и межфазные границы являются когерентными и полукogerентными, возникают упругие микронапряжения, вызывающие увеличение физического уширения дифракционных линий. Дальнейший рост частиц  $\text{CrAl}_7$ , увеличение их объемной доли, подтверждается увеличением  $I(t)/I_0$  при повышении температуры отжига, приводит к замене когерентных и полукogerентных межфазных границ на некогерентные, что уменьшает микронапряжения и физическое уширение дифракционных линий.

Укрупнение частиц второй фазы, сопровождается уменьшением их числа в объеме, а также на мало- и высокоугловых границах зерен. Создаются условия для их миграции и происходят рекристаллизацион-

ные процессы, что подтверждается изменением значений полюсных плотностей дифракционных линий фольг сплавов Al-1,5 ат. % Cr, отожженных при 420 °С (см. табл. 1). Текстура (111) практически исчезает, новая текстура при этом не появляется.

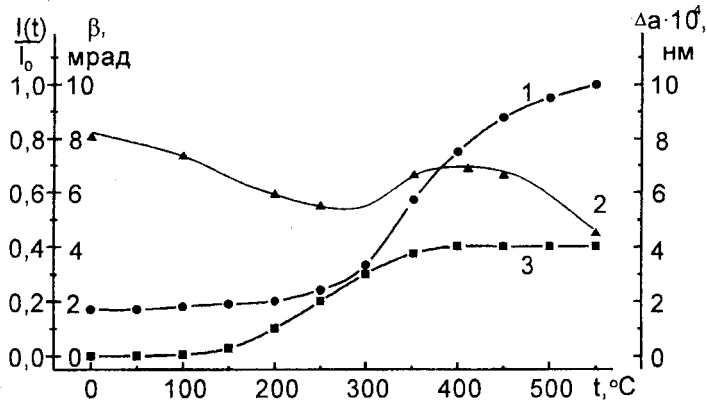


Рис. 2. Изменение I(t)/I<sub>0</sub> (1), β (2) и Δa/a (3) при изохронном отжиге сплава Al-1,5 ат. % Cr

Таким образом, быстрозатвердевшие фольги сплавов системы Al-Cr имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (111), состоят из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и при концентрации хрома 1,5 ат. % содержат частицы фазы CrAl<sub>7</sub>. При нагреве фольг выше 200 °С происходит распад пересыщенного твердого раствора, сопровождаемый выделением фазы CrAl<sub>7</sub>. Нагрев выше 420 °С вызывает протекание рекристаллизационных процессов, при которых текстура (111) исчезает.

Работа выполнена при поддержке БФФИ (грант Ф03-015).

### ЛИТЕРАТУРА

1. Метастабильные и неравновесные сплавы / Ю.В. Ефимов, Г. Варлимонт, Г.Г. Мухин и др.; Под ред. Ю.В. Ефимова. - М.: Металлургия, 1988. - 383 с.
2. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. - М.: Металлургия, 1979. - 640 с.
3. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния. - М.: Металлургия, 1982. - 168 с.
4. Василевич Е.Ю., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. Текстура фольг алюминия и сплавов на его основе, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы // Машиностроение. - 2002. - Вып. 18. С. 341 -345.
5. Broughon J.Q., Abraham F.F. // Chem. Phys. Lett. - 1980. - V. 71. - P. 456 -461.
6. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов: Справочник / Под ред. И.И. Новикова, И.Л. Рогельберга. Т. 1. - М.: Металлургиздат, 1962. - 609 с.