

## СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-КОБАЛЬТ, ПОЛУЧЕННЫХ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОЙ ФАЗЫ

*Белорусский государственный университет  
Минск, Беларусь*

При сверхбыстрой закалке металлов из расплава удается создать структуру и свойства, которые невозможно получить, используя традиционные методы синтеза и термической обработки материалов [1]. При скоростях охлаждения выше  $10^5$  К/с удается сформировать микрокристаллическую структуру, получить сильно пересыщенные твердые растворы и метастабильные фазы, что позволяет изменять свойства сплавов в широких пределах. К числу таких материалов относятся и сплавы алюминия, легированные переходными элементами [2]. В данной работе представлены результаты исследования структуры, свойств и термической стабильности фольг сплавов системы алюминий-кобальт, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы алюминий-кобальт, содержащих 0,3...2,4 ат % Со, получены инжестированием капли расплава на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра диаметром 20 см. Частота вращения цилиндра 1500 об/мин. Толщина фольг находилась в пределах от 10 до 100 мкм. Для исследования структуры и свойств использовались фольги толщиной 30...70 мкм. Скорость охлаждения расплава при таких толщинах, как показал расчет [3], порядка  $10^6$  К/с. Рентгеноструктурный анализ применялся для исследования текстуры, определения фазового состава фольг. Текстура изучалась с помощью «обратных» полюсных фигур. Полюсные плотности  $\rho$  дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 рассчитывались по методу Харриса [4]. Определялось физическое уширение  $\beta$  дифракционной линии 420. Микротвердость  $H_n$  фольг измерялась на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г. Изохронный отжиг фольг проводился от комнатной температуры до 640 °С через 30...40 °С с выдержкой 20 минут при каждой температуре.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы алюминий-кобальт имеют микрокристаллическую структуру. Средний размер зерен фольг составлял несколько микрон и уменьшается с увеличением концентрации кобальта в сплавах. В табл.1 приведены значения полюсных плотностей дифракционных линий фольг исследуемых сплавов.

Максимальным значением полюсной плотности характеризуется дифракционная линия 111, что указывает на формирование текстуры (111). На долю данной ориентировки в фольгах, содержащих 0,3...1,2 ат % Со, приходится более 50% объема фольг. Известно [4], что в массивных слитках алюминия и других металлов, имеющих гранцентрированную кристаллическую решетку, а также их сплавах формируется текстура (100). Но в пленках алюминия, полученных в сильно неравновесных условиях, наблюдается текстура (111) [5,6].

Из плоскостей {111} и {100} наиболее плотноупакованными являются плоскости {111}, а наименьшей поверхностной энергией характеризуются плоскости {100} [3]. Поэтому при условиях кристаллизации, близких к равновесным, энергетически выгодно формирование текстуры (100). При затвердевании в сильно неравновесных условиях текстура определяется теми зернами, у которых при росте межфазная граница «кристалл-жидкость» совпадает с плоскостью, растущей с наибольшей скоростью в направлении теплоотвода. В работе [7] определены энергетические барьеры перемещения

межфазной границы «кристалл-жидкость» для различных плоскостей. Согласно выполненным расчетам энергетический барьер для перемещения межфазной границы, совпадающей с плоскостями {111} меньше, чем для межфазной границы, совпадающей с плоскостями {100}. Вследствие этого при быстром затвердевании растут те зерна, у которых плоскости {111} параллельны фронту кристаллизации, формируя тем самым текстуру (111) в быстрозатвердевших фольгах.

Табл. 1 Полусные плотности дифракционных линий быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-кобальт

Сплав	Дифракционные линии					
	111	200	220	311	331	420
Al-0,3 ат.% Co	3,3	0,7	0,6	0,7	0,3	0,4
Al-0,6 ат.% Co	3,3	1,0	0,5	0,5	0,4	0,3
Al-1,2 ат.% Co	3,3	0,9	0,4	0,6	0,4	0,4
Al-2,4 ат.% Co	2,5	1,5	0,7	0,6	0,3	0,4

Рентгеноструктурный анализ быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-кобальт показал, что основной фазой является пересыщенный твердый раствор на основе алюминия. Дополнительных дифракционных отражений, не принадлежащих алюминию, на дифрактограмме не было обнаружено.

На рис.1 представлены зависимости микротвердости  $H_{\mu}$  быстрозатвердевших фольг и массивных литых отожженных сплавов от концентрации кобальта. Микротвердость фольг увеличивается с повышением концентрации кобальта и превышает микротвердость массивных образцов того же состава почти в два раза, что объясняется образованием пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, а также формированием микрокристаллической структуры. На том же рисунке приведена и зависимость физического уширения  $\beta$  дифракционной линии 420 быстрозатвердевших фольг, которое возрастает с концентрацией кобальта в сплавах. По данным работы [8] плотность дислокаций в быстрозатвердевших фольгах алюминия и его сплавов с небольшой концентрацией легирующих элементов находится в пределах  $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ . Поэтому вкладом областей когерентного рассеяния в физической расширение можно пренебречь [9]. Наблюдаемое физическое уширение дифракционной линии 420 можно связать с возникновением микродеформаций. Расчет показывает [10], что их величина изменяется от  $3 \times 10^{-4}$  до  $8 \times 10^{-4}$  при изменении концентрации кобальта в интервале от 0,3 до 2,4 ат.% в быстрозатвердевших фольгах.

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии. При их нагреве происходят изменения структуры и свойств. Зависимости микротвердости фольг сплава Al-1,2 ат.% Co от температуры нагрева при изохронном отжиге приведена на рис. 2. Наблюдаются два этапа в изменении  $H_{\mu}$ : первый этап находится в интервале температур 120...200 °C, а второй – выше 300 °C.

Изменение полюсных плотностей дифракционных линий фольг сплава Al-1,2 ат.% Co после отжига в течение 1 часа при различных температурах представлено в табл.2. При температуре отжига (165 °C), находящейся в температурном интервале первого этапа, полюсные плотности дифракционных линий не изменяются. Но после отжига при 480 °C происходит перераспределение полюсных плотностей.

Отжиг при 165 °C вызывает появление дополнительных дифракционных линий, которым соответствуют межплоскостные расстояния: 0,383, 0,258, 0,224, 2,11, 0,205, 0,192 и 0,186 нм. Как показал расчет, дополнительные линии обусловлены появлением частиц соединения  $\text{Co}_2\text{Al}_9$ , имеющего моноклинную кристаллическую решетку [10]. Поэтому первый этап измерения микротвердости и структуры, наблюдаемый в интер-

вале 120...200 °С, целесообразно связать с распадом пересыщенного твердого раствора, при котором происходит выделение равновесной фазы  $\text{Co}_2\text{Al}_9$ .

Табл.2 Полюсные плотности дифракционных линий отожженных фольг сплава Al-1,2 ат.% Со.

ОТЖИГ время (ч), температура (°С)	ДИФРАКЦИОННЫЕ ЛИНИИ					
	111	200	220	311	331	420
1 ч, 80 °С	3,4	0,9	0,4	0,5	0,4	0,4
1 ч, 165 °С	3,3	0,9	0,5	0,5	0,4	0,4
1 ч, 480 °С	2,7	1,2	0,6	0,7	0,4	0,5
1 ч, 600 °С	2,7	1,2	0,6	0,6	0,4	0,5

Изменение полюсных плотностей дифракционных линий при 480 °С указывает на протекание рекристаллизационных процессов, вызывающих изменение ориентации зерен в фольге. При этой температуре отжига возможно укрупнение частиц фазы  $\text{Co}_2\text{Al}_9$ . Их коалесценция способствует протеканию рекристаллизационных процессов. Коалесценция частиц второй фазы и протекание рекристаллизационных процессов приводят к уменьшению микротвердости.

**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.-690 с. 3. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния.-М.: Металлургия, 1982.-168 с. 4. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов.-М.: Металлургия, 1969.-654 с. 5. Астахов О.Ф., Горелик С.С., Сагалов Т.Б., Сафонов Ю.С. Влияние легирования на текстуру, структуру, фазовый состав и свойства токих поликристаллических пленок алюминия// ФММ.- 1994.-Т. 77.-№1.- С. 83-89. 6. Kamijo A., Mitsuzuka T. A highly oriented Al [111] texture developed on ultrathin metal under layers// J. Appl. Phys.-1995.-Vol. 77.-№8.-P.3799-3804. 7. Li D.Y. Szpunar J.A. A possible role for surface packing density in the formation of (111) texture in solidified FCC metals// J. Mater. Sci. Lett.-1994.-Vol.13.-№21.-P. 1521- 1523. 8. Шепелевич В.Г., Ташлыкова-Бушкевич И.И., Васильева Л.А. Структура и микротвердость быстрозатвердевших сплавов системы Al-Fe// Перспективные материалы. -1999.-№5.-С.85-90. 9. Захарова М.Н. Атомно-кристаллическая структура и свойства металлов и сплавов.-М.: Изд.МГУ,-1972.-216 с. 10. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов: Справочник. Т.1,2/ Под ред. И.И. Новикова и И.Л.Рогельберга.-М.: ГИТИЛЧИМЦ,-1962.-1488 с.

УДК 539.3

А.С. Кравчук

## ОСОБЕННОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРИНЦИПА ВОЛЬТЕРРА В КОНТАКТНЫХ ЗАДАЧАХ ВЯЗКОУПРУГОСТИ

*Белорусская государственная политехническая академия,  
г. Минск, Беларусь*

**1. Введение.** В линейной теории ползучести значительную роль играют принципы соответствия, позволяющие выразить решение граничной задач теории ползучести через решение соответствующих упругих задач [1]. Значение принципов соответствия в