

ЛИТЕРАТУРА

1. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния –М.: Metallurgia, 1982.- 168 с.
2. Физическое металловедение/Под ред. Кана Р.У., Хаазена П.Г.- Т.2.-М.: Metallurgia, 1987.- 624 с.
3. Шепелевич В.Г., Ташлыкова-Бушкевич И.И. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг алюминия и его сплавов с медью// Вестн. Белорусского ун-та. Сер.1. -№ 1. –С. 29-31.
4. Василевич Е.Ю., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-железо// Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения. –Мн.: Технопринт, ПГУ. –С.162-165.
5. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. –М.: Metallurgia, 1969. –654 с.
6. Астахов О.Ф., Горелик С.С., Сагалова Т.Б., Сафонов Ю.С.//ФММ. –1994. –Т.77. –С.83-89.
7. Broughton J.Q., Abraham F.F.//Chem. Phys. Lett. –1980. –V.71. – P.456-461
8. Li D.Y., Szpunar I.A.//J. Mater. Sci. Lett. –1994. –V.13. –P.1521-1523.

УДК 546.621:621.785.62:539.2

Е.Ю. Василевич, В.Г. Шепелевич

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВА Al- 9,6 ат. %Si- 0,8 ат. %Ti

*Белорусский государственный университет
Минск, Беларусь*

В последние десятилетия активно разрабатываются методы получения материалов сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы, позволяющие создать структуру, которую нельзя получить используя традиционные технологии. К числу таких материалов относятся и алюминиевые сплавы. При сверхбыстрой закалке из расплава формируется мелкодисперсная структура, образующая сильно пересыщенные твердые растворы и метастабильные фазы [1,2]. В данной работе представлены результаты исследования структуры и свойств быстрозатвердевших фольг литейного сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti.

Фольги сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti получены сверхбыстрой закалкой из жидкого состояния. Степень перегрева расплава не превышала 50 °С. Капля расплава ($\approx 0,2...0,3$ г) инжестировалась на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра. Радиус цилиндра 10 см, а частота его вращения 1500 1/мин. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет[3], не менее 10^6 К/с. Для исследования структуры и свойств использовали фольги толщиной от 20 до 60 мкм.

Металлографические исследования, выполненные с помощью оптического микроскопа Neophot – 20, показали, что быстрозатвердевшие фольги имели мелкозер-

нистую структуру. Размер зерен не превышал 5 мкм. Исследование текстуры фольг проведено с помощью рентгеноструктурного анализа используя "обратные" полюсные фигуры. Расчет полюсных плоскостей дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 проводился по методу Харриса [4]. В табл. 1 приведены значения полюсных плотностей дифракционных линий фольг исследуемого сплава после получения, а также после отжига при 140° и 480°С соответственно. Из представленных данных следует, что в фольгах, полученных сверхбыстрой закалкой из расплава, формируется слабовыраженная текстура (111). Установлено, что она не изменяется при отжиге вплоть до 480 °С.

С помощью электронной микроскопии выявлено, что внутризеренная структура является пластинчатой. Расстояние между пластинами достигает 0,4 мкм.

Фазовый состав быстрозатвердевших фольг определен с помощью рентгеноструктурного анализа. В табл. 2 приведены угловые положения наблюдаемых дифрак-

Таблица 1

Полюсные плотности дифракционных линий фольг сплава
9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti

Состояние фольги	Дифракционные линии					
	111	200	220	311	331	420
После получения	1,3	1,0	0,9	1,0	0,9	0,9
Отжиг при 140°С, 1 час	1,3	1,0	0,9	1,0	0,8	1,0
Отжиг при 480°С, 1 час	1,3	1,0	0,9	1,0	0,9	0,9

ционных линий (в масштабе 2 θ) и рассчитанные межплоскостные расстояния (d/n), которые сравнивались с теоретическими значениями для возможных фаз [5]. Установлено, что быстрозатвердевшие фольги состоят из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия и выделений кремния. Дифракционных линий от фаз, представляющих соединения титана, не наблюдалось. Это позволяет предположить, что титан входит в состав твердых растворов на основе основных компонентов сплава.

Таблица 2

Фазовый состав быстрозатвердевших фольг сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti

2 θ	28,6	38,6	44,8	47,6	56,2	65,2	78,4	82,6	88,2	99,2	112,2	116,8
d/n, Å	3,14	2,33	2,02	1,91	1,64	1,44	1,22	1,16	1,11	1,01	0,93	0,90
фаза	Si	Al	Al	Si	Si	Al	Al	Al	Si	Al	Al	Al
Индексы плоскости	111	111	200	220	311	220	311	22	422	40	331	420

С помощью оже-спектроскопии исследовано распределение компонентов по

глубине (от поверхности) быстрозатвердевших фольг. Поверхностный слой фольг глубиной до 5 нм обогащен кислородом и обеднен алюминием, что обусловлено образованием окисной пленки алюминия. В слое глубиной от 10 до 90 нм наблюдается понижение содержания, а концентрация кремния уменьшается от 40 до 13%. При глубинах более 100 нм имеет место равномерное распределение компонентов.

Измерения микротвердости H_n проводились на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки $P=20$ г. Установлено, что микротвердость быстрозатвердевших фольг сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti в 2,4 раза больше микротвердости гомогенизированного литого образца.

Исследовано влияние отжига на стабильность структуры и свойств быстрозатвердевших фольг исследуемого сплава. Изохронный отжиг фольг проводился от комнатной температуры до $t=520^\circ\text{C}$ через $40 - 50^\circ\text{C}$ с выдержкой по 20 мин. при выбранных температурах отжига. На рис. 1 приведен график зависимости микротвердости фольги от температуры отжига. Отжиг до 120°C не вызывает изменения микротвердости. В интервале $120...250^\circ\text{C}$ происходит незначительное изменение H_n . Нагрев фольги выше 300°C вызывает более интенсивные уменьшения микротвердости. Изохронный отжиг вызывает уменьшение удельного электросопротивления фольг.

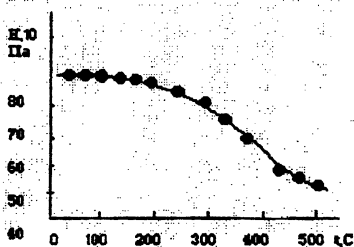


Рис. 1. Изменение микротвердости фольги сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti при изохронном отжиге

Изотермический отжиг быстрозатвердевших фольг проводился при 80, 210 и 480°C в течение нескольких часов (рис. 2). Отжиг при 80°C в течение 6 часов не изменял микротвердости фольг. Отжиг при 210°C в течение 2 часов вызывает уменьшение H_n на 17%. Дальнейший отжиг при этой температуре не изменяет микротвердость фольг. Наибольшее изменение H_n обусловлено отжигом при 480°C . При этом основные изменения микротвердости происходят за первый час отжига.

Проведено исследование влияния отжига на отношение интенсивностей дифракционных линии (111) кремния и алюминия $I(\text{Si})/I(\text{Al})$. Если до отжига $I(\text{Si})/I(\text{Al})$ составляло 0,06, то после отжига при 140°C и 480°C в течение часа его величина

достигла значений 0,08 и 0,11 соответственно. Таким образом, отжиг быстрозатвердевших фольг исследуемого сплава приводит к распаду пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Уменьшение концентрации кремния в твердом растворе алюминия обуславливает уменьшение удельного электросопротивления и микротвердости фольг. Более интенсивное изменение микротвердости фольг при нагреве выше 300°C , чем в интервале $120 - 250^{\circ}\text{C}$ целесообразно связать не только с уменьшением концентрации кремния в твердом растворе алюминия, но и протеканием процессов коалесценции выделяющейся частиц второй фазы.

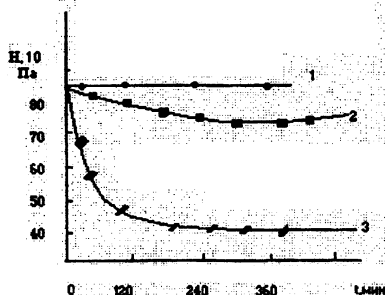


Рис. 2. Изменения микротвердости фольги сплава Al – 9,6 ат.%Si – 0,8 ат.%Ti при изотермическом отжиге (1 – 80, 2 – 210, 3 – 480 °C)

ЛИТЕРАТУРА

1. Метастабильные и неравновесные сплавы/ Под ред. Ю.В. Ефимова.-М., 1987.
2. Физическое металловедение/ Под ред. Р.У.Кана и П.- М. Хаазена. Т. 2.- М., 1987.
3. Мирошнеченко И.С. Закалка из быстрого состояния.- М., 1982.
4. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов.- М., 1969.
5. Миркин Л.М. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов.- М., 1961.

УДК 593.3

Ю.В. Василевич, С.В. Акимова, О.И. Алейникова

РЕШЕНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННОЙ КОНТАКТНОЙ ЗАДАЧИ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ МЕТОДОМ ПОТЕНЦИАЛА

*Белорусский национальный технический университет
Минск, Беларусь*

Рассмотрим штамп с плоским основанием произвольной формы в плане, ограниченный кусочно-гладким контуром L и занимающий область S_L . Предположим, что