

ЛИТЕРАТУРА.

1. Я.С. Уфлянд. Интегральные преобразования в задачах теории упругости. // АН СССР, М. – Л., 1963. – 367 с. 2. В.А. Акимов. Операторный метод решения задач теории упругости. //Диссертация канд. физ.-мат. наук, Минск, 1992. – 136 с.

УДК 546.621:621.785

Е. Ю. Василевич, В. Г. Шепелевич

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ АЛЮМИНИЙ-НИКЕЛЬ

*Белорусский государственный университет
Минск, Беларусь*

Сверхбыстрая закалка сплавов из жидкой фазы позволяет создать структуру, которую невозможно получить, используя традиционные методы термической обработки [1]. В последние три десятилетия активно ведутся исследования алюминиевых сплавов, получаемых при скоростях охлаждения жидкой фазы 10^5 К/с и выше. При этом особый интерес представляют сплавы алюминия с переходными элементами [2]. В связи с этим в данной работе представлены результаты исследования структуры и свойств системы алюминий-никель, содержащих до 1,2 ат. % легирующего элемента.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы алюминий-никель, содержащих 0,15, 0,3, 0,6 и 1,2 ат. % Ni, получены выплескиванием капли расплава ($\approx 0,2$ г) на полированную внутреннюю поверхность медного цилиндра диаметром 20 см, вращающегося с частотой 25 об/с. Толщина получаемых фольг находилась в пределах от 10 до 100 мкм. Для исследования структуры и свойств использовались фольги толщиной 30...50 мкм. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [3], была выше 10^6 К/с. Исследование текстуры осуществлялось с помощью рентгеноструктурного анализа. Полюсные плотности дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 рассчитывались по методу Харриса [4]. Параметр элементарной ячейки твердого раствора на основе алюминия рассчитывался по положению дифракционной линии 420. Также осуществлялось определение физического уширения данной линии. Микротвердость измерялась на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г. Изохронный отжиг проводился в интервале от комнатной температуры до 540 °С через 40 °С с выдержкой по 20 мин при каждой температуре.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов системы алюминий-никель имеют мелкокристаллическую структуру. Средний размер зерна составляет несколько микрон и уменьшается с увеличением концентрации никеля в сплаве.

В таблице 1 приведены значения полюсных плотностей дифракционных линий фольг сплавов системы алюминий-никель, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы.

Наибольшим значением полюсной плотности характеризуется дифракционная линия 111 для фольг всех исследуемых сплавов, что указывает на формирование текстуры (111). Аналогичная текстура в быстрозатвердевших фольгах чистого алюминия [5]. Никель способствует усилению текстуры в быстрозатвердевших фольгах. Также известно, что при сильно неравновесных условиях получения пленок алюминия и его сплавов образуется текстура (111) [6], а не текстура (100), которая формируется в массивных слитках при условиях кристаллизации, близких к равновесным [4].

Таблица 1

**Полюсные плотности дифракционных линий
быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель.**

Концентрация никеля в сплаве (ат. %)	Дифракционные линии					
	111	200	220	311	331	420
0,15	3,1	0,5	0,6	0,6	0,6	0,6
0,3	2,6	0,8	0,7	0,7	0,6	0,6
0,6	3,2	0,5	0,6	0,6	0,5	0,5
1,2	3,8	0,4	0,6	0,6	0,4	0,4

Из плоскостей {111} и {100} наиболее плотно упакованными являются плоскости {111}, а наименьшим значением удельной поверхностной энергией характеризуются плоскости {100}. Поэтому при условиях кристаллизации, близких к равновесным, энергетически выгодным является формирование текстуры (100). При затвердевании в сильно неравновесных условиях текстура определяется теми зернами, у которых при плоском фронте кристаллизации межфазная граница кристалл-жидкость совпадает с кристаллографическими плоскостями, перемещающимися с наибольшей скоростью. Такими плоскостями, как показали расчеты [7], являются плоскости {111}.

Рентгеноструктурные исследования показали, что основной фазой быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель является твердый раствор на основе алюминия. Также наблюдались очень слабые дифракционные отражения от кристаллографических плоскостей {111}, (200), (002), (031), (112), (131) и (311) интерметаллического соединения Al_3Ni . На рис. 1 представлен график зависимости относительного изменения параметра элементарной ячейки $\Delta a/a$ от концентрации. Увеличение параметра элементарной ячейки свидетельствует об образовании пересыщенных твердых растворов при получении фольг сверхбыстрой закалкой из расплава.

На рис. 1 также представлен график зависимости физического уширения дифракционной линии 420 от концентрации никеля в исследуемых сплавах. По данным работы [8] в быстрозатвердевших фольгах до 2 ат. % легирующих элементов, плотность дислокаций находится в пределах $10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$. Поэтому вкладом областей когерентного рассеяния в физическое уширение дифракционных линий можно пренебречь [9]. Наблюдаемое физической уширение дифракционных линий 420 можно связать с воз-

никновением микронапряжений. Расчет показывает [10], что их величина изменяется от $1 \cdot 10^{-4}$ до $4 \cdot 10^{-4}$ при изменении концентрации никеля в интервале от 0,15 до 1,2 ат. % в быстрозатвердевших фольгах исследуемых сплавов.

Зависимость микротвердости H_{μ} массивных литых образцов, подвергнутых гомогенизационному отжигу, и быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель в зависимости от концентрации легирующего элемента, приведенные на рис. 1, существенно различаются. С увеличением концентрации никеля в сплавах H_{μ} быстрозатвердевших фольг монотонно увеличивается и превосходит микротвердость массивных образцов в несколько раз. Такое различие целесообразно связать прежде всего с образованием пересыщенного твердого раствора никеля в алюминии, а также с образованием микрокристаллической структуры и мелкодисперсных частиц алюминида никеля.

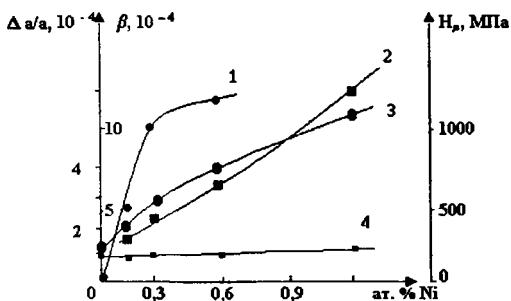


Рис. 1. Зависимости $\Delta a/a$ (1), β (2), H_{μ} (3) быстрозатвердевших фольг и H_{μ} (4) массивного литого образца сплавов системы алюминий-никель от концентрации никеля.

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии. При их нагреве происходят изменения структуры и свойств. На рис. 2 представлены кривые изменения микротвердости фольг сплавов системы алюминий-никель, содержащих 0,3, 0,6 и 1,2 ат. % Ni при изохронном отжиге. Например, для фольги сплава Al-0,6 ат. % Ni наблюдается три этапа изменения H_{μ} в следующих температурных интервалах: 100...180, 260...380 и 420...540°С. Аналогичные этапы изменения микротвердости с некоторым смещением температурных границ наблюдаются и для фольг с другим содержанием никеля. Графики изменения микротвердости быстрозатвердевших фольг сплава Al-0,6 ат. % Ni в течение нескольких часов изотермического отжига при 180, 350 и 460°С приведены на рис. 3. Изохронный и изотермический отжиги вызывают уменьшение микротвердости.

При отжиге быстрозатвердевших фольг происходит изменение параметра элементарной ячейки твердого раствора на основе алюминия и физического уширения дифракционных линий. На первых двух этапах отжига происходит уменьшение пара-

метра элементарной ячейки твердого раствора, что указывает на уменьшение в нем концентрации никеля. Физическое уширение дифракционной линии 420, как видно из табл. 2, изменяется при отжиге, проводимом в течение 1 часа при температурах 180, 340 и 480° С. Отжиг при температурах 180 и 340° С не вызывает существенного перераспределения полюсных плотностей дифракционных линий твердого раствора на основе алюминия. Но при отжиге 480° С имеет место ослабление одних и усиление других дифракционных линий как твердого раствора, так и фазы Al_3Ni .

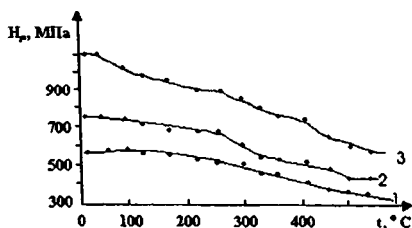


Рис. 2. Изменение H_{μ} при изохронном отжиге фольг сплавов системы алюминий-никель, содержащих 0,3 (1), 0,6 (2) и 1,2 ат. % Ni (3).

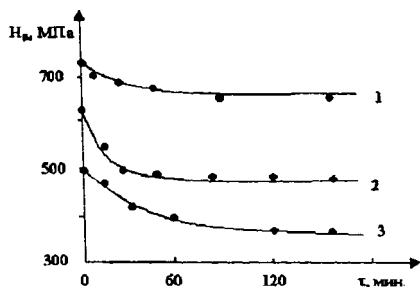


Рис. 3. Изменение H_{μ} в течение изотермического отжига при 180 (1), 350 (2) и 460°С (3).

Таблица 2

Физическое уширение (в мкрад) дифракционной линии 420 при отжиге быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель.

Концентрация никеля в сплаве (ат. %)	Температура отжига, °С			
	20	180	340	480
0,3	470	340	540	160
0,6	660	400	740	330
1,2	1200	930	1000	810

Наблюдаемые изменения в структуре и микротвердости можно объяснить следующим образом. Диффузионные процессы в течение отжига при 180°С незначитель-

ны и могут приводить к миграции легирующих атомов к межзеренным границам, что обуславливает уменьшение параметра элементарной ячейки твердого раствора и релаксацию напряжений, ответственных за физическое уширение дифракционной линии 420. Диффузионные процессы в интервале 260...380° С происходят активно, что вызывает образование мелкодисперсных частиц Al_3Ni при распаде пересыщенного твердого раствора, которые создают в матрице микронапряжения, обуславливающих физическое уширение дифракционной линии. Дальнейший отжиг при 480° С приводит к коалесценции частиц второй фазы, что позволяет протекать рекристаллизационным процессам [11], уменьшающих физическое уширение дифракционных линий и вызывающих изменение полюсных плотностей дифракционных линий.

ЛИТЕРАТУРА

1. Метастабильные и неравновесные сплавы // Ефимов Ю. В., Варлимонт Г., Мухин Г. Г. 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. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. – М.: Металлургия, 1969. – 654 с.
5. Шепелевич В. Г., Ташлыкова-Бушкевич И. И., Анисович А. Г. Зеренная структура быстротвердевших фольг низколегированных Fe, Cu, Sb и Ge сплавов алюминия // Физика химия обработки материалов. – 1999, № 4. – С. 86–91.
6. Астахов О. Ф., Горелик С. С., Сагалова Т. Б., Сафонов Ю. С. Влияние легирования на текстуру, структуру, фазовый состав и свойства тонких поликристаллических пленок алюминия // ФММ. – 1994. Т. 77, № 1. – С. 83–89.
7. Li D. Y., Szpunar I. A. A possible role for surface packing density in the formation of (111) texture in solidified FCC metals // J. Mater. Sci. Lett. – 1994. V. 13, № 21. – P. 1521–1523.
8. Шепелевич В. Г., Ташлыкова-Бушкевич И. И., Васильева Л. А. Структура и микротвердость быстротвердевших сплавов системы Al-Ge // 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. Русаков А. А. Рентгенография металлов. – М.: Атомиздат, 1977. – 480 с.
11. Колачев Б. А., Габидулин Р. М., Пигузов Ю. В. Технология термической обработка цветных металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 280 с.