

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БОГАТЫХ АЛЮМИНИЕМ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Ni-Cr

*Белорусский государственный университет*

*Минск, Беларусь*

Сплавы системы Al-Ni-Cr вызывают повышенный интерес из-за высоких механических свойств и коррозионной стойкости при повышенных температурах. Покрытия из этих сплавов получают все более широкое применение в связи с образованием на поверхности оксидной пленки алюминия и хрома. Эта пленка обеспечивает защитные свойства покрытий и способна к самовосстановлению после механических повреждений [1]. Целью настоящей работы было исследование структуры и механических свойств быстрозатвердевших фольг богатых алюминием сплавов системы Al-Ni-Cr. Именно такие сплавы сочетают повышенную твердость с коррозионной стойкостью и имеют хороший потенциал для использования в машиностроении. Также исследовалась эволюция механических свойств фольг при их отжиге.

Сплав Al-0,44 ат.% Cr-1,7 ат.% Ni получен сплавлением компонентов в индукционной печи. Данный сплав и алюминий использовались для синтеза сплавов Al-0,22 ат.% Cr-0,85 ат.% Ni и Al-0,11 ат.% Cr-0,42 ат.% Ni. Для получения фольг сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы капля расплава (-0,2 г) инжигировалась на внутреннюю полированную поверхность вращающегося медного цилиндра и кристаллизовалась. Максимальная длина полученных фольг достигает 7 см, их ширина - 10 мм. Толщина исследуемой фольги находилась в пределах 30...80 мкм. Скорость охлаждения, как показал расчет [2], достигала  $\sim 10^6$  K/с. Сторона, прилегающая к кристаллизатору, имеет зеркальную, а противоположная сторона - бугристую структуру.

Исследования структуры проводились на дифрактометре ДРОН-3М в геометрии Брегга-Брентано в монохроматизированном медном излучении. Текстура фольг изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсная плотность дифракционных линий рассчитывалась по методу Харриса [3]. Параметр элементарной ячейки определялся по положению дифракционной линии (420). Микротвердость фольг и массивных образцов исследовалась с помощью ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г. Изохронный отжиг быстрозатвердевших фольг проводился от комнатной температуры до 500 °C через 30 °C с выдержкой по 20 мин при каждой температуре отжига. Изотермический отжиг проводился в течение нескольких часов при различных температурах.

Анализ рентгенограмм исследуемых фольг позволяет утверждать, что основной фазой является твердый раствор на основе алюминия. Это утверждение подтвер-

ждается результатами определения параметра элементарной ячейки. С увеличением концентрации легирующих элементов в сплаве наблюдается уменьшение параметра элементарной ячейки кристаллической решетки, так как радиус атомов легирующих элементов меньше, чем радиус алюминия.

Результаты расчета полюсной плотности дифракционных линий приведено в таблице. Наибольшее значение полюсной плотности наблюдается для дифракционной линии 111. На долю данной ориентации приходится от 30 до 55 % объема фольги. При этом текстура (111) более четко выражена с зеркальной стороны фольги, чем с бугристой. Возможность формирования данной текстуры рассматривается в работе [4], где проведен расчет величин барьеров для перемещения межфазной границы "кристалл - жидкость", совпадающей с той или иной кристаллографической плоскостью. Согласно расчетам, только для плоскостей {111}, совпадающих с межфазной границей, не требуется дополнительной энергии для перемещения в нормальном направлении. Благодаря этому и развивается текстура (111) при плоском фронте кристаллизации.

На рис. 1 представлены графики зависимости микротвердости от состава для массивных образцов и быстрозатвердевших фольг. Микротвердость фольг с увеличением концентрации легирующих элементов возрастает и все время выше микротвердости массивных образцов. Последнее обусловлено формированием микрокристаллической структуры и образованием пересыщенного твердого раствора на основе алюминия при получении фольг сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы, что ранее наблюдалось в других быстрозатвердевших алюминиевых сплавах [5].

Таблица.

Полюсная плотность дифракционных линий фольг исследованных сплавов

Дифракционная линия	Al-0,44 ат.% Cr-1,7 ат.% Ni		Al-0,22 ат.% Cr-0,85 ат.% Ni	
	Гладкая сторона	Бугристая сторона	Гладкая сторона	Бугристая сторона
111	2,9	2,2	3,2	2,0
200	0,8	1,0	0,7	1,0
220	0,8	0,9	0,7	1,0
311	0,8	0,9	0,7	0,9
331	0,3	0,6	0,4	0,5
420	0,4	0,5	0,4	0,6

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии. На рис. 2 представлены графики изменения микротвердости фольг сплавов, содержащих 0,22 ат. % Cr, 0,85 ат. % Ni и 0,44 ат. % Cr, 1,7 ат. % Ni, при изохронном отжиге.

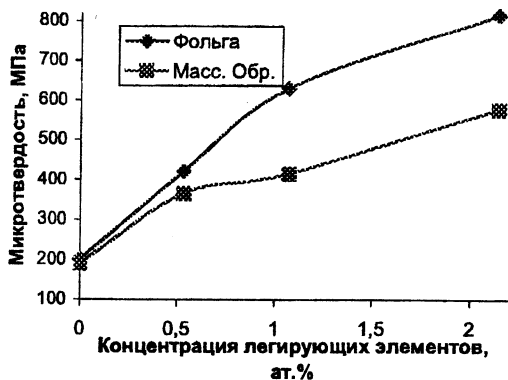


Рис. 1. Микротвердость фольг и массивных образцов сплавов системы Al-Cr-Ni.

Изохронный отжиг исследуемых фольг показывает четыре стадии старения сплава (рис. 2). На первой стадии (температуры отжига до  $\sim 170^\circ\text{C}$ ) наблюдается распад пересыщенного твердого раствора, при котором происходит выделение фазы  $\text{NiAl}_3$ . Уменьшение концентрации никеля в твердом растворе вызывает уменьшение микротвердости. На второй стадии при температурах до  $\sim 260^\circ\text{C}$

этот процесс завершается и достигается равновесие. Третий этап характеризуется резким повышением микротвердости до значений, сравнимых с микротвердостью не отожженного сплава, и наблюдается в температурном диапазоне до  $350^\circ\text{C}$ . Этот этап можно объяснить появлением мелкодисперсных частиц хромсодержащей фазы, что и увеличивает микротвердость. На четвертом этапе микротвердость падает до значений, характерных для второй стадии и ниже, что объясняется процессами роста и коалесценции частиц хромсодержащей фазы, а также процессом рекристаллизации.

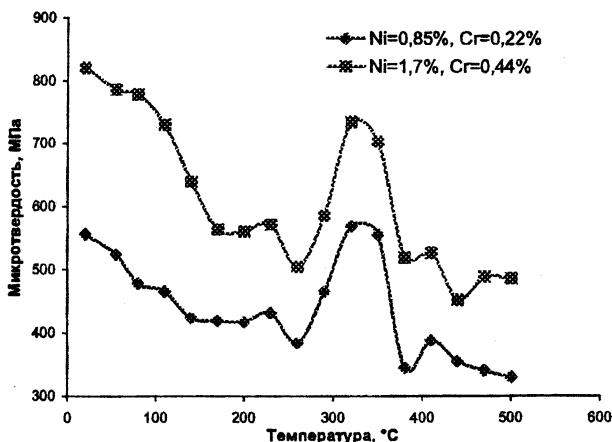


Рис. 2. Изменение микротвердости при изохронном отжиге.

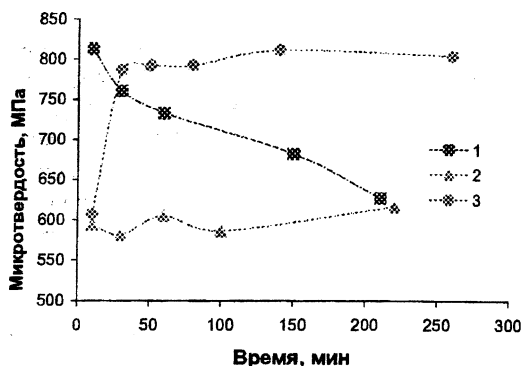


Рис. 3. Зависимости микротвердости фольг сплава состава Al-0,44 ат.% Cr-1,7 ат.% Ni от времени отжига при различных температурах.

Особенности старения, выявленные при изохронном отжиге, были подтверждены исследованиями, проведенными в процессе изотермического отжига. Типичные зависимости микротвердости образцов от времени изотермического отжига приведены на рис. 3. Кривая 1 снята с образца, подвергнутого отжигу при температуре 150 °С, и демонстрирует последовательное понижение твердости по мере распада твердого раствора. Кривая 2

иллюстрирует конечный этап распада твердого раствора, полученный при температуре отжига 200 °С.

Наибольший интерес представляет кривая 3, снятая при температуре 310 °С, входящей в диапазон аномального упрочнения сплава. Упрочненное состояние достигается после получасового отжига и является устойчивым при комнатной температуре.

Фольги сплавов системы Al-Ni-Cr, полученные быстрым охлаждением из расплава, обладают микрокристаллической структурой с преимущественной текстурой роста (111). Отжиг образцов демонстрирует аномальное повышение микротвердости в диапазоне температур от 300 до 360 °С, которое устойчиво по отношению к старению сплава при комнатной температуре.

## ЛИТЕРАТУРА

1. D. N. Compton, L. A. Cornish, M. J. Witcomb. The effect of microstructure on hardness measurements in the aluminium-rich corner of the Al-Ni-Cr system // Journal of Alloys and Compounds. — 2001 — V. 317–318 — P. 371–378.
2. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. — М.: Металлургия, 1982. — 168 с.
3. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. — М.: Металлургия, 1969. — 654 с.
4. Li D. Y., Szpunar I. A. // Mater. Sci. Lett. — 1994. — V. 13 — № 21 — P. 1521.
5. Василевич Е. Ю., Шепелевич В. Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель. // Машиностроение-2001. — 17. — С. 256–260.