

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ  
СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Cr**

*Белорусский государственный университет  
Минск, Беларусь*

Быстрозатвердевшие алюминиевые сплавы часто имеют более высокие механические свойства, чем сплавы, приготовленные традиционными методами. Улучшение механических свойств таких сплавов часто связано с образованием в них пересыщенных растворов переходных элементов в алюминии, а также мелкодисперсной структурой выделений, образующихся в процессе сверхбыстрой кристаллизации. Сочетание же упомянутых факторов с процессами старения потенциально способно дополнительно повысить механические характеристики данных сплавов. В связи с этим были предприняты исследования свойств сплавов алюминия с переходными металлами, полученных методами сверхбыстрой закалки из расплава, часть результатов которых представлена в данной статье.

Сплавы системы Al-Fe-Cr были получены путем сплавления чистого алюминия 99,99% с феррохромом в индукционной печи. Полученный сплав номинального состава Al-0,8 ат. % Cr-0,4 ат. % Fe дважды сплавлялся с чистым алюминием в муфельной печи для получения сплавов Al-0,4 ат. % Cr-0,2 ат. % Fe и Al-0,2 ат. % Cr-0,1 ат. % Fe, соответственно. Быстрозатвердевшие фольги данных сплавов были получены методом инжестирования капли расплава массой ~0,2 г на внутреннюю полированную поверхность быстровращающегося медного барабана. Максимальная длина полученных фольг достигала 7 см, ширина — 10 мм. Толщина исследуемой фольги находилась в пределах 30...80 мкм. Скорость охлаждения, как показал расчет [1], достигала  $\sim 10^6$  К/с. Сторона, прилегающая к кристаллизатору, была гладкой и зеркальной, а противоположная сторона — матовой и бугристой.

Поверхностная структура образцов изучалась посредством растрового электронного микроскопа LEO 1455 VP. Металлографические исследования проводились с применением оптической микроскопии. Травление осуществлялось смесью состава: одна часть  $\text{HNO}_3$ , две части  $\text{HCl}$ , четыре часть  $\text{HF}$  и шесть частей воды (№ 140(4) по справочнику [2]). Рентгенографические исследования проводились на дифрактометре ДРОН-2 в геометрии Брегга-Брентано в монохроматизированном медном излучении. Текстура фольг изучалась методом обратных полюсных фигур. Полюсная плотность  $p$  дифракци-

онных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 рассчитывалась по методу Харриса [3]. Микротвердость по Виккерсу  $H_{\mu}$  фольг и массивных образцов измерялась на микротвердомере ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г, дифференциальная термо-ЭДС определялась зондовым методом при комнатной температуре. Изохронный отжиг исследуемых фольг проводился в температурном диапазоне 20–600 °С с шагом в 30 °С с выдержкой по 20 мин при каждой температуре. Изотермический отжиг проводился при температурах 70, 160, 220, 300, 380 и 470 °С в течение трех часов.

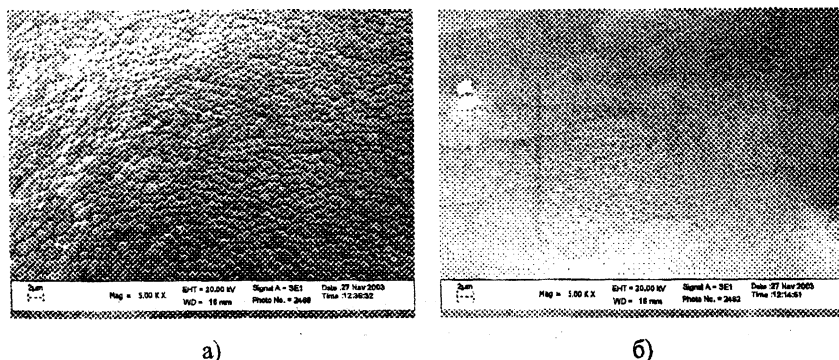


Рис. 1. Структура поверхности фольги сплава Al-0,4 ат. % Cr-0,2 ат. % Fe со стороны, контактирующей при затвердевании: а) со внешней средой, б) с поверхностью кристаллизатора

Электронно-микроскопические исследования показывают, что обе стороны фольг имеют ячеистую структуру, более ярко выраженную с бугристой стороны (рис. 1). Размер ячеек также различен и составляет 1–2 мкм для бугристой и 0,5–1 мкм для зеркальной стороны. На зеркальной стороне фольги ясно прослеживаются границы зерен размером до 10 мкм, замаскированные с бугристой стороны глубокой ячеистой структурой. Металлографические исследования подтвердили наличие в фольге зерен таких размеров, которые наблюдаются с обеих сторон.

Рентгенографические исследования не показывают наличия в образцах иных фаз, кроме пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Образцы текстурированы в направлении (111) (табл. 1). Текстура (111) в алюминиевых сплавах формируется лишь при сверхвысоких скоростях охлаждения. Согласно расчетам [4], для кристаллографических плоскостей {111} величина энергетического барьера перемещения межфазной границы кристалл-жидкость является наименьшей. Таким образом, при плоском фронте быстрой кристал-

лизации формируется не равновесная текстура (100), а текстура (111). Подобное явление наблюдается для широкого спектра исследованных алюминиевых сплавов [5]. Скорость охлаждения сильно влияет на текстурирование. Так, текстура (111) выражена сильнее со стороны фольги, примыкающей к кристаллизатору и, следовательно, охлаждающейся быстрее.

Таблица 1

Полюсная плотность дифракционных линий фольги сплава  
Al-0,8 ат. % Cr-0,4 ат. % Fe

hkl	Сторона образца	
	зеркальная	бугристая
111	3,1	2,3
200	0,6	0,9
220	0,8	0,7
311	0,6	0,9
331	0,6	0,5
420	0,3	0,7

Физическое уширение линии 420 для гладкой стороны составило 0,0017 рад, а для бугристой — 0,0012 рад. Следовательно, микронапряжения кристаллической решетки, вносимые при закалке из расплава, релаксируют в различной степени в зависимости от скорости охлаждения.

Микротвердость фольг и массивных образцов имеет тенденцию к повышению при увеличении общего содержания легирующих элементов. Быстрозатвердевшая фольга сплава Al-0,8 ат. % Cr-0,4 ат. % Fe показывает значительное увеличенное по сравнению с литым образцом значение микротвердости.

Кривые изменения микротвердости при изохронном отжиге для всех трех сплавов совпадают по форме, особенно близки друг к другу графики, полученные для сплавов с низким содержанием легирующих компонент (рис. 2). Начальное резкое падение микротвердости при малых температурах отжига связано с интенсивным отжигом микронапряжений, внесенных на этапе сверхбыстрой кристаллизации из расплава. По мере увеличения концентрации железа и хрома в фольгах наблюдается тенденция к уменьшению остроты пиков, соответствующих максимумам твердости, которые вызваны многоступенчатым процессом старения. Подобное поведение у быстрозатвердевших фольг алюминиевых сплавов наблюдается редко. Большинство исследованных до этого сплавов либо имеют монотонно спадающую с температурой

характеристику микротвердости [6–8], либо демонстрируют старение с единственным максимумом [10, 11]. Неярко выраженное двойное упрочнение наблюдалось лишь у сплавов системы алюминий-марганец [7].

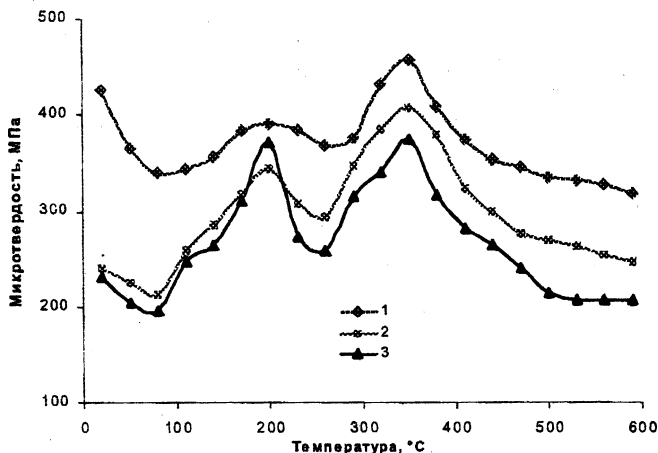


Рис. 2. Зависимость микротвердости фольг от температуры отжига, где кривые соответствуют следующим сплавам:  
 1 — Al-0,8 ат. % Cr-0,4 ат. % Fe, 2 — Al-0,4 ат. % Cr-0,2 ат. % Fe,  
 3 — Al-0,2 ат. % Cr-0,1 ат. % Fe

Изотермический отжиг подтвердил результаты, полученные при изохронном отжиге. Отжиг при температуре 70 °C вызывает резкое падение микротвердости с выходом на плато после окончания отжига микронапряжений. При температуре отжига 220 °C микротвердость быстро выходит на значения, существенно меньшие тех величин, которые наблюдаются в фольгах, отжигаемых при близких к выявленным максимумам температурах в 160 и 300 °C. Отжиг при еще более высоких температурах также приводит к падению микротвердости до значений, приблизительно совпадающих с полученными при отжиге с температурой 70 °C. Отжиг фольг при 470 °C вызывает процесс рекристаллизации.

Важным индикатором характера внутренних изменений в стареющих сплавах являются их электрические свойства, в частности, термо-ЭДС. Измерения термо-ЭДС исследованных фольг не показали существенных ее изменений, как при изменении концентрации легирующих элементов, так и при изохронном отжиге. Тем не менее, ввиду невысокой точности измерений, связанной с малыми значениями термо-ЭДС исследуемых сплавов, нельзя

исключать возможности, что изменения просто не были зафиксированы, так как в аналогичных сплавах системы Al-Ni-Cr старение сопровождалось явными изменениями электродвижущей силы [11].

Предлагаемый механизм, приводящий к двукратному последовательному упрочнению и разупрочнению сплавов, состоит в сложном распаде пересыщенного твердого раствора. На первом этапе происходит образование и рост включений  $\text{FeAl}_3$ , а на втором —  $\text{CrAl}_7$ . Раздельный их рост вызван, по всей вероятности, существенными различиями в пересыщенности твердого раствора этими элементами: растворимость хрома в алюминиевых слитках составляет 0,2 масс.%, а для железа эта величина почти на порядок меньше — 0,03 масс.% [12]. Дополнительную поддержку описываемому механизму обеспечивает сопоставление коэффициентов диффузии этих элементов в алюминии: скорость диффузии у железа в 10 раз выше, чем у хрома. Известно также, что железо чрезвычайно сложно удержать в твердом растворе, даже при скоростях охлаждения порядка  $10^{5-6}$  К/с в однородном твердом растворе остается не более 0,2 масс.% Fe. При больших концентрациях атомы железа в сплавах начинают образовывать кластеры [13]. Таким образом, предвидения, содержащие железо, вероятно, присутствуют уже в фольгах в неотожженном виде, а при повышении температуры до 100 °С начинают образовываться включения фазы  $\text{FeAl}_3$ . Растворимость хрома в  $\text{FeAl}_3$  относительно невелика, поэтому в кристаллической решетке твердого раствора после выделения железа остается избыток атомов Cr. При повышении температуры начинается выделение фазы  $\text{CrAl}_7$ , растворимость железа в которой также невелика. Аналогично предыдущему этапу, постепенный рост включений ведет к очередному разупрочнению сплава.

В заключение нужно сказать, что в быстрозатвердевших алюминиевых сплавах системы Al-Fe-Cr были выявлены своеобразные процессы многоступенчатого старения, не имеющие аналогов среди ранее исследованных алюминиевых сплавов. Значительное упрочнение сплавов наблюдается при отжиге в диапазонах температур около 200 и 350 °С. При промежуточных температурах отжига наблюдается снижение микротвердости. Текстурирование и размер ячейки сильно зависят от скорости охлаждения и оказываются различными для противоположных сторон фольги.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Мирошниченко И. С. Закалка из жидкого состояния. — М., «Металлургия», 1982. — 168 с.
2. Коваленко В. С. Металлографические реактивы: Справочник. М., «Металлургия», 1980. — 133 с.
3. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов. — М., «Ме-

таллургия», 1969. — 654 с. 4. Li D. Y., Szpunar I. A. // *Mater. Sci. Lett.* — 1994, — Vol. 13, — № 21, — р. 1521. 5. Текстура фольг алюминия и сплавов на его основе, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы. Василевич Е. Ю., Гутько Е. С., Шепелевич В. Г. // *В Машиностроение: Респ. межвед. сб. науч. трудов.* — 2002. — Вып. 18. — Мн., УП «Технопринт», — 767 с. — С. 341–345. 6. Василевич Е. Ю., Шепелевич В. Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель. // *В Машиностроение: Респ. межвед. сб. науч. трудов.* — Вып. 17. — Мн., УП «Технопринт», — 2001. — 767 с. — С. 256–260. 7. Ташлыкова-Бушкевич И. И., Гутько Е. С., Шепелевич В. Г., Василевич Е. Ю. Изучение быстрозатвердевших сплавов Al-Co с применением электронной оже-спектроскопии и ускоренных ионов гелия. // *В Материалы V международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом».* Минск, 6–9 октября 2003 года. — Мн. 2003. — 405 с. — С. 392–394. 8. Василевич Е. Ю., Шепелевич В. Г. Изменение структуры и физико-механических свойств быстрозатвердевших фольг сплавов алюминия с никелем и марганцем. // *В Теоретическая и прикладная механика: Межвед. сб. науч.-метод. статей.* — Мн., УП «Технопринт», — 2002. — 250 с. — С. 204–207. 9. Гутько Е. С., Шепелевич В. Г. Состав, структура и микротвердость быстрозатвердевших фольг системы Al-Ge. // *В Машиностроение: Респ. межвед. сб. науч. трудов.* — Вып. 19. — Мн., УП «Технопринт», — 2003. — 793 с. — С. 640–643. 10. Василевич Е. Ю., Шепелевич В. Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-железо. // *В Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения: Сб. науч. трудов.* — Полоцкий гос. ун-т. — 2001. — 736 с. — С. 162–165. 11. Сивцова П. А., Шепелевич В. Г. Исследование структуры и механических свойств богатых алюминием сплавов системы Al-Ni-Cr. // *В Машиностроение: Респ. межвед. сб. науч. трудов.* — Вып. 19. — Мн., УП «Технопринт», — 2003. — 793 с. — С. 717–720. 12. Добаткин В. И., Елагин В. И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. — М., «Металлургия», 1981. — 176 с. 13. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. — М., «Металлургия», 1979. — 640 с.