

кие значения уровней вертикальной Y компоненты виброускорения перед и за плитой в октавных полосах со среднегеометрической частотой 31,5 Гц составляют соответственно 26 и 24 дБ, а с частотой 63 Гц — 31 и 31 дБ. Аналогичные уровни горизонтальной Z компоненты составляют: 35 и 35 дБ с частотой 31,5 Гц, 41 и 38 дБ с частотой 63 Гц. Это свидетельствует о том, что плита, сооруженная в таком виде, не является эффективным виброзащитным сооружением. Основное ее предназначение — ликвидация сдвиговых деформаций грунта в окрестности фундамента здания при сооружении рядом с ним тоннеля метрополитена.

Разработанная математическая модель, описывающая колебания тонкой плиты в твердой среде, подтверждает полученные экспериментальные данные.

ЛИТЕРАТУРА

1. Бреховских Л.М. Волны в слоистых средах.: — М.: Наука, 1973. — 344 с.
2. Викторов И.А. Звуковые поверхностные волны в твердых телах.: — М.: Наука, 1981.— 183 с.
3. Заборов В.И. Теория звукоизоляции ограждающих конструкций.: — М.: Стройиздат, 1969. — 185 с.
4. Курбачев А.В. Расчет передачи колебаний через тонкую плиту в твердой упругой среде // Весці НАН Беларусі. Сер. фіз.-мат. навук. — 2001.— №4. — С. 58–61.

УДК 620.178.15+539.26

Е.Ю. Неумержицкая, С.В. Гусакова, В.Г. Шепелевич

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛАВОВ СИСТЕМ АЛЮМИНИЙ-ХРОМ И АЛЮМИНИЙ-НИКЕЛЬ

*Белорусский государственный университет,
Минск, Беларусь*

Получение материалов в экспериментальных условиях, позволяющих создать комплекс механических, физических и химических свойств, рассматривается как существенный резерв создания материалов для современной техники. В последние три десятилетия активно и успешно развиваются методы получения материалов сверхбыстрой закалкой из расплава (СБЗР). При скоростях охлаждения, превышающих 10^5 К/с, удастся создать структуру и придать такие свойства материалу, которые нельзя получить традиционными методами

синтеза и термической обработки. При этом часто удается значительно повысить качество ранее известных и используемых материалов. При сверхбыстрой закалке из жидкого состояния удается перейти в аморфное или микрокристаллическое состояние, вызвать измельчение структурных составляющих, значительно повысить взаимную растворимость компонентов при образовании твердых растворов, привести к формированию метастабильных фаз.

Интерес к сплавам алюминия обусловлен их широким применением в микроэлектронике, машиностроении, транспорте, самолетостроении и других областях промышленности. В связи с расширением областей применения алюминиевых сплавов повысились требования к их физико-механическим и химическим свойствам и структуре, что вызвало необходимость в разработке более сложных по составу сплавов. В данной работе представлены результаты исследования структуры, свойств и термической стабильности фольг сплавов систем алюминий-хром и алюминий-никель.

Быстрозатвердевшие фольги сплавов систем Al-Cr и Al-Ni получены при затвердевании капли расплава ($\approx 0,2$ г), инжестрированной на полированную поверхность вращающегося медного цилиндра 14 м/с. Толщина фольг находилась в пределах 10...100 мкм. Для исследования структуры и микротвердости использовали фольги толщиной 30...50 мкм. Скорость охлаждения расплава, как показал расчет [1], составляла 10^6 К/с. Металлографические исследования фольг выполнены с помощью микроскопа Neophot-20. Наблюдение топографии поверхности (описать какая сторона, излом, до и после обработки) исследуемых образцов осуществлялась с помощью растрового электронного микроскопа марки LEO 1455VP фирмы «Карл Цейс». Рентгеноструктурный анализ применялся для исследования текстуры, определения фазового состава и параметра элементарной ячейки твердых растворов. Текстура изучалась с помощью «обратных» полюсных фигур. Полюсные плотности дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 420 рассчитывалась по методу Харриса [2]. Параметр элементарной ячейки a определялся по положению дифракционной линии 420. Микротвердость фольг H_u измерялась на приборе ПМТ-3 с использованием нагрузки 20 г. Изохронный отжиг быстрозатвердевших фольг проводился от комнатной температуры до 600 °С.

Быстрозатвердевшие фольги алюминия и его сплавов с хромом и никелем имеют микрокристаллическую структуру. Средний размер зерен фольг сплава Al-0,4 ат.% Cr составлял 7,2 мкм, с увеличением концентрации хрома размер зерен уменьшался, для сплава Al-1,2 ат.% Ni размер зерна равнялся 4,4 мкм.

Сторона фольги, прилегающая к кристаллизатору (тип А), имела блестящий вид. Вместе с тем, на ней образовались впадины, на поверхности ко-

торых наблюдалась ячеистая структура. Сторона фольги контактирующая с окружающей средой (тип В) имела бугристую структуру, на которой формировались и впадины и выступы. На поверхности впадин бугристой стороны также наблюдалась ячеистая структура. Число сторон ячеек варьировалось от 4 до 8. Ячейки, как правило имели форму, близкую к шестиугольной, но наблюдались ячейки и вытянутой формы. На бугристой стороне фольги сплава Al-0,4 ат.% Cr размер ячеек изменялся от 2 мкм до 7 мкм, а в сплаве Al-0,6 ат.% Ni (сторона В) размер ячеек составлял от 1 мкм до 5 мкм (рис. 1).

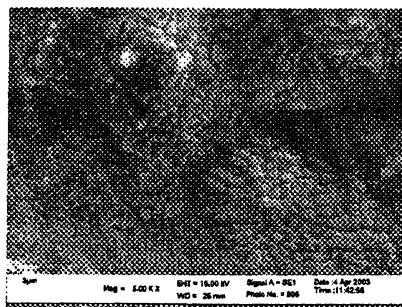


Рис. 1. Ячеистая структура быстрозатвердевшей фольги сплава Al-0,6 ат.% Ni (сторона В)

Зерна в фольге имеют преимущественную ориентировку. В табл. 1 представлены значения полюсных плотностей дифракционных линий 111, 200, 220, 311, 331 и 340 для фольг исследуемых сплавов. При этом рентгеновское излучение падало на сторону фольги, которая при кристаллизации находилась в контакте с поверхностью кристаллизатора. Наибольшим значением полюсной плотности характеризуется дифракционная линия 111. Такая же текстура (111) наблюдалась ранее в быстрозатвердевших фольгах сплавов систем алюминий-марганец, алюминий-цинк и алюминий-титан [3]. Ее формирование объясняется тем, что в направлении теплоотвода, совпадающем с нормалью к поверхности кристаллизатора с наибольшей скоростью растут те зерна, для которых межфазная граница кристалл-жидкость совпадает с плоскостями {111}.

Для быстрозатвердевших фольг, содержащих 0,2, 0,4 и 0,8 ат.% Cr наблюдаются дифракционные отражения, принадлежащие только твердому раствору на основе алюминия. При этом параметр элементарной ячейки, определяемый по положению дифракционной линии 420, уменьшается с увеличением концентрации хрома в твердом растворе до 0,8 ат.% Cr. На дифрактограмме фольг сплава Al-1,5 ат.% Cr наблюдаются дополнительные диф-

ракионные линии, которые соответствуют фазе CrAl_3 . Выделения частиц CrAl_3 сопровождается резким возрастанием физического уширения β дифракционной линии 420.

Таблица 1

Полусные плотности дифракционных линий фольг сплавов Al — Cr и Al-Ni

Состав и состояние фольги	Дифракционные линии					
	111	200	220	311	331	420
Al-0,2 ат. % Cr, исходное	2,2	0,7	1,1	0,8	0,6	0,5
Al-0,4 ат. % Cr, исходное	2,9	0,6	0,8	0,8	0,3	0,5
Al-0,8 ат. % Cr, исходное	3,2	0,5	0,7	0,6	0,4	0,6
Al-1,5 ат. % Cr, исходное	1,7	1,0	1,0	1,0	0,7	0,7
Al-1,5 ат. % Cr, отжиг 280 °C	1,6	1,0	1,0	0,8	0,7	0,8
Al-1,5 ат. % Cr, отжиг 360 °C	1,7	1,0	0,2	1,0	0,7	0,7
Al-1,5 ат. % Cr, отжиг 420 °C	1,2	1,2	1,2	1,0	0,7	0,7
Al-1,5 ат. % Cr, отжиг 490 °C	1,0	0,7	1,2	1,2	1,0	1,0
Al-1,5 ат. % Cr, отжиг 550 °C	1,1	0,9	1,1	1,3	0,7	0,9
Al-0,3 ат. % Ni, исходное	2,6	0,8	0,7	0,7	0,6	0,6
Al-0,6 ат. % Ni, исходное	3,2	0,5	0,6	0,6	0,5	0,5
Al-1,2 ат. % Ni, исходное	3,8	0,4	0,6	0,6	0,4	0,4
Al-1,2 ат. % Ni, отжиг 180 °C	3,6	0,4	0,5	0,5	0,4	0,5
Al-1,2 ат. % Ni, отжиг 340 °C	3,6	0,4	0,5	0,5	0,4	0,5
Al-1,2 ат. % Ni, отжиг 480 °C	3,6	0,4	0,5	0,5	0,4	0,5

Рентгеноструктурные исследования показали, что и для сплавов системы алюминий-никель происходит образование пересыщенного твердого раствора на основе алюминия. Параметр элементарной ячейки, также как и у системы алюминий-хром, с увеличением концентрации уменьшается. Вместе с тем в бастрозатвердевших фольгах этих систем наблюдались очень слабые дифракционные отражения интерметаллического соединения Al_3Ni

Микротвердость массивных литых образцов, подвергнутых гомогенизационному отжигу, в несколько раз ниже, чем бастрозатвердевших фольг сплавов алюминий-хром, алюминий-никель. Такое различие целесообразно связать прежде всего с образованием пересыщенного твердого раствора на

основе алюминия, а также образование микрокристаллической структуры и мелкодисперсных частиц алюминида хрома и алюминида никеля.

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии. При их нагреве происходят изменения их структуры и свойств. На рис. 2 представлена кривая изменения микротвердости фольг сплава системы Al–0,8 ат.% Cr при изохронном отжиге, где наблюдается 2 этапа изменения H_{μ} в следующих температурных интервалах 180–240 °C и 480–520 °C. Аналогичные этапы изменения микротвердости с некоторым смещением температурных границ наблюдается и для фольг с другим содержанием хрома. Графики изменения H_{μ} быстрозатвердевших фольг сплава Al–0,8 ат.% Cr в течении нескольких часов изотермического отжига при 300 и 500 °C приведены на рис. 3. Для фольги сплава Al–0,6 ат.% Ni наблюдались 3 этапа изменения H_{μ} [4]. Изохронный и изотермический отжики уменьшают микротвердость.

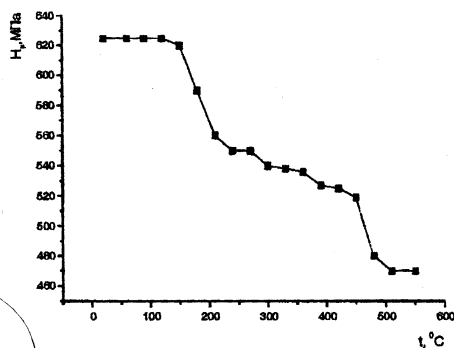


Рис. 2. Изменение микротвердости фольг сплава системы Al–0,8 ат.% Cr при изохронном отжиге

Уменьшение H_m фольг сплавов систем Al–Cr и Al–Ni связано с распадом пересыщенного твердого раствора на основе алюминия, процессом рекристаллизации и уменьшением микродеформаций, что подтверждают металлографические и рентгеноструктурные исследования [4]. Термическая обработка фольг системы Al–1,5 ат.% Cr приводит к перераспределению полюсных плотностей дифракционных линий (табл. 1), что свидетельствует о протекании рекристаллизации. Физическое уширение β дифракционной линии 420 твердого раствора на основе алюминия для фольг Al–0,3 ат.% Ni и Al–1,5 ат.% Cr уменьшается при отжиге выше 180 °C. Изменение физического уширения связано с уменьшением микродеформации.

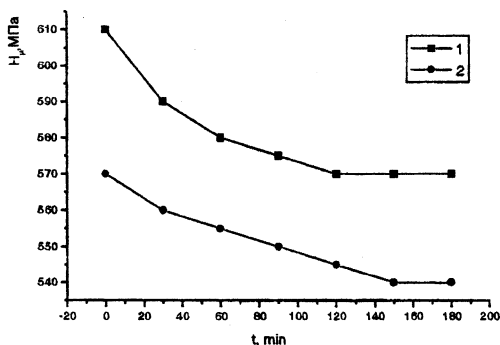


Рис.3. Изменение микротвердости сплава Al-0,8 ат.% Cr при изотермическом отжиге 300–1 и 500°C – 2

Таким образом, быстрозатвердевшие фольги сплавов систем алюминий-хром и алюминий-никель имеют микрокристаллическую структуру и текстуру (111). Состоят из пересыщенного твердого раствора на основе алюминия при концентрации хрома 1,5 ат.% содержат частицы фазы и выделение фазы Al_3Ni . В сплаве алюминий-никель при отжиге 260-380 °C происходит образование мелкодисперстных частиц Al_3Ni . Дальнейший отжиг при 480 °C приводит к коалесценции частиц второй фазы, что позволяет протекать рекристаллизационным процессам, уменьшающих физическое уширение дифракционных линий. При нагреве фольг сплавов системы алюминий-хром выше 180 °C происходит распад пересыщенного твердого раствора, сопровождаемый выделением фазы $CrAl_7$ и уменьшением микротвердости. Дальнейший нагрев сплава Al-1,5 ат.% Cr выше 400 °C вызывает протекание рекристаллизационных процессов, при которых текстура (111) ослабевает.

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. 2. Вассерман Г., Гревен И. Текстуры металлических материалов.— М.: Металлургия, 1969.— 654 с. 3. Василевич Е.Ю., Гутько Е.С., Шепелевич В.Г. Текстура фольг алюминия и сплавов на его основе, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы// Машиностроение.— 2002. — Вып.18. — С.341–345. 4. Василевич Е.Ю., Шепелевич В.Г. Структура и свойства быстрозатвердевших фольг сплавов системы алюминий-никель// Машиностроение.— 2001. — Вып.17. — С.256–260.