

Использование CAD/CAE систем позволяет значительно ускорить и удешевить процесс создания деталей машин, и предсказать их поведение и возможные поломки на этапе проектирования, а также решить эти проблемы еще до создания экспериментального образца.

ЛИТЕРАТУРА

1. М.Н.Иванов. Детали машин: Учеб. Для студентов вузов/Под ред. В.А.Финогенова – М.:Высш. Шк., 1998. – 383 с.: ил. 2. Чигарев А.В., Кравчук А.С., Смалюк А.Ф. ANSYS для инженеров. –М: Машиностроение, 2004. -506 с.

УДК 538.911

Неумержицкая Е.Ю.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ С ПЕРЕХОДНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ

*Белорусский национальный технический университет
Минск, Беларусь*

Получение материалов нетрадиционными методами с заданными механическими, физическими и химическими свойствами, рассматривается как существенный резерв создания новых перспективных материалов для современной техники. В последнее время активно и успешно развиваются методы получения материалов сверхбыстрой закалкой из расплава, которые являются энерго- и ресурсосберегающими. При скоростях охлаждения, превышающих 10^5 К/с, удается создать структуру и придать такие свойства материалу, которые нельзя получить традиционными методами синтеза и термической обработкой. Сверхбыстрая закалка из расплава позволяет значительно повысить эксплуатационные характеристики ранее известных и используемых материалов, перевести в аморфное или микрокристаллическое состояние, вызвать измельчение структурных составляющих, значительно увеличить взаимную растворимость компонентов при образовании твердых растворов, привести к формированию метастабильных фаз.

Сплавы алюминия с переходными металлами (Ni, Cr) были получены сплавлением компонент в индукционной печи. Для получения фольги капля расплава (0,2 г) инжектировалась на внутреннюю поверхность вращающегося медного цилиндра, где и происходила кристаллизация. Для исследования брались фольги толщиной 20...80 мкм. Скорость охлаждения жидкости при получении фольг такой толщины $\sim 10^6$ К/с. Сторона фольги прилегающая к кристаллизатору А имела гладкую поверхность, на которой наблюдались гладкие участки и области в виде раковин [1], противоположная сторона Б, контактирующая с окружающей средой, имела бугристую поверхность, на которой формировались выступы и впадины. Морфологию поверхности изучали при больших увеличениях на растровом микроскопе. Для анализа распределения легированных элементов поверхности фольги осуществлялось сканирование по заданной линии с помощью энергодисперсионного SiLi- полупроводникового детектора на растровом микроскопе.

При сверхбыстрой закалке из расплава на поверхности фольг Al чистотой 99,9999% ячеистая и дендритная структуры не наблюдаются (рис. 1а, б). В фольгах сплавов алюминия с переходными металлами (ПМ) при СБЗР формируется ячеистая структура (рис. 1 в, г, д, е). На стороне фольги А ячеистая структура наблюдалась только в раковинах. Это можно объяснить тем, что гладкие участки фольги, прилегая к кристаллизатору, имели скорость охлаждения больше, чем области фольги, на которых образовались раковины. Ячейки в раковинах имели форму многоугольников; их размер составлял 0,5 – 3,0 мкм (рис. 1 в, д). На дне раковины наблюдались ячейки правильной конфигурации, вытянутую форму имели те ячейки, которые «поднимались» со дна раковин на гладкую поверхность, их длина достигала 6,0 мкм, ширина 2,0 мкм. Число сторон ячеек варьировалось от 4 до 8, также наблюдались ячейки округлой формы. На бугристой стороне фольги Б ячеистая структура наблюдалась на всей поверхности, так как скорость охлаждения всей стороны Б также была меньше, чем на гладких участках сто-

роны А. На вершинах бугров ячейки имели форму правильных многоугольников, число сторон которых менялось от 4 до 8 (рис. 1 г, е). Их размер составлял 0,5 – 2,5 мкм.

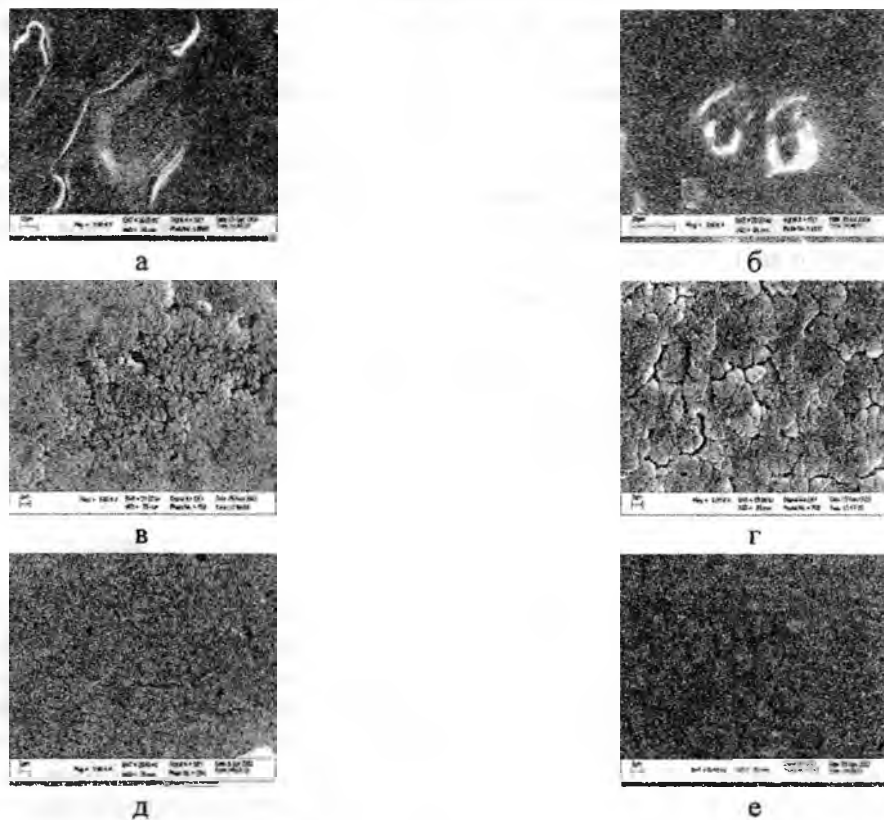


Рис. 1. Структура поверхности быстрозатвердевших фольг алюминия и его сплавов с ПМ (а, в, д, – сторона фольги А; б, г, е – сторона фольги Б); а, б – Al; в, г – Al-1,2 ат. % Ni; д, е – Al-0,4 ат. % Cr.

На рис. 2 представлена кривая распределения интенсивности K_{α} линии легирующего элемента на поверхности быстрозатвердевшей алюминиевой фольги сплава Al-0,6 ат.% Ni. На границах ячеек четко видно увеличение концентрации никеля в сплаве Al-0,6 ат.% Ni. Одной из причин, вызывающих неоднородное распределение чужеродных атомов в поверхностном слое, является их неодинаковая растворимость в твердой и жидкой фазах. Коэффициент распределения $K < 1$ для сплавов Al-Ni и повышенная концентрация никеля наблюдается на границах ячеек [2].

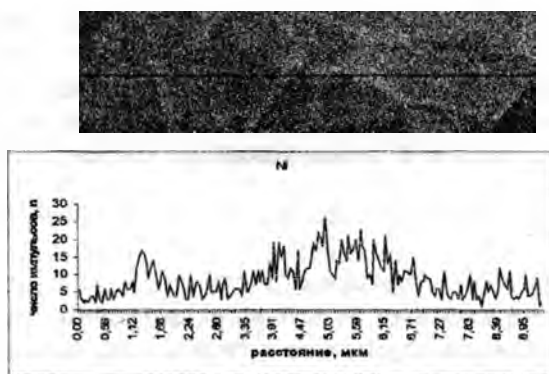


Рис. 2. Кривая распределения интенсивности K_{α} линии никеля на поверхности быстрозатвердевшей алюминиевой фольги сплава Al-0,6 ат.% Ni

Были проведены дополнительные исследования распределения ПМ на границах и в центре ячеек в виде количественного анализа с использованием программного обсчета спектров. При расчете концентрации брали ее значения в 5 точках на границе и в центре ячеек. Исследования подтвердили, что в сплаве Al-0,6 ат.% Ni наблюдается существенная разница - в центре ячеек концентрация никеля равна 0,71 ат.%, а на границе ячеек – 2,10 ат.%. Растворимость Ni в алюминии незначительная (0,05 масс. % [3]), и поэтому даже при малых концентрациях данного легирующего элемента, выделяется фаза Al₃Ni.

Формирование структуры металла обусловлено флуктуациями в слое жидкой фазы, прилегающей к межфазной границе, и зависит от распределения температуры в этой области [4, 5]. С этой целью было изучено распределение температуры в тонком слое жидкости, находящейся в контакте с вращающимся кристаллизатором.

Основным условием закалки является интенсивный отвод тепла от охлаждаемого объекта. Процесс преобразования капли расплава металла в пластинку очень сложный. Поэтому при построении математической модели, описывающей охлаждение, уже образованной пластины предполагается, что ее толщина намного меньше двух других размеров (длины и ширины); она является неограниченной по протяженности. При отсутствии внутренних источников теплоты в пластине дифференциальное уравнение теплопроводности принимает форму уравнения Фурье

$$\frac{\partial \theta}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где a (м²/с) – температуропроводность, является мерой теплоинерционных свойств тела; θ – избыточная температура, равная разности между температурами пластины и окружающей среды, τ – время.

В [5] исследовано охлаждение пластины, когда на обеих поверхностях отвод теплоты осуществляется при постоянном во времени коэффициенте теплопередачи α . Показано, что тепловые режимы охлаждения пластины определяются безразмерным числом Био Bi , представляющим отношение внутреннего термического сопротивления теплопроводности к внешнему термическому сопротивлению теплоотдачи

$$Bi = \frac{d / \lambda}{1 / \alpha} = \frac{\alpha d}{\lambda}, \quad (2)$$

где d – толщина пластины, λ (Вт/м · К) – коэффициент теплопроводности материала пластины.

Большой интерес для практики представляет случай, когда теплота передается с поверхностей пластины с разной теплоотдачей, т. е. $\alpha_1 \neq \alpha_2$. Не нарушая общности, положим $\alpha_2 > \alpha_1$. Внутри пластины, как и при $\alpha_1 = \alpha_2$, будет находиться изотермическая поверхность с максимальной температурой, которая разделит пластину на два слоя разной толщины. Пусть d_1 – расстояние от поверхности с меньшей теплоотдачей до изотермической поверхности, а $d_2 = d - d_1$ – расстояние от поверхности с большей теплоотдачей до той же изотермической поверхности.

Тогда $\frac{\alpha_1}{\alpha_2} = \frac{d_1}{d - d_1}$ из данного равенства находим, $d_1 = \frac{\alpha_1 d}{\alpha_1 + \alpha_2}$ и $d_2 = \frac{\alpha_2 d}{\alpha_1 + \alpha_2}$.

Рассмотрим частные случаи. При $\alpha_1 = \alpha_2$, имеем $d_1 = d/2$ и изотермическая поверхность с максимальной температурой разделяет пластинку на две равные части [5]. При $\alpha_1 \rightarrow 0$ и $d_1 \rightarrow 0$, т.е. изотермическая поверхность стремится к теплоизолированной поверхности пластины. При $\alpha_2 \rightarrow 0$ $d_2 \rightarrow d$ и изотермическая поверхность стремится совпасть с другой поверхностью пластины.

Следовательно, для нахождения распределения температуры по толщине пластины необходимо рассмотреть два слоя, на которые разбита пластина изотермической поверхностью. Располагая на ней систему координат, запишем граничные условия:

$$\text{для слоя толщины } d_1: \text{ при } x = 0 \frac{\partial \theta}{\partial x} = 0, \text{ при } x = -\frac{\alpha_1 d}{\alpha_1 + \alpha_2} \frac{\partial \theta}{\partial x} = \frac{\alpha_1}{\lambda} \theta;$$

$$\text{для слоя толщины } d-d_1: \text{ при } x = 0 \frac{\partial \theta}{\partial x} = 0, \text{ при } x = \frac{\alpha_2 d}{\alpha_1 + \alpha_2} \frac{\partial \theta}{\partial x} = -\frac{\alpha_2}{\lambda} \theta.$$

Начальное условие запишем в форме при $\tau = 0 \theta = \theta_0 = \text{const}$.

Для решения данных граничных задач необходимо воспользоваться методом, изложенным в [5]. Наибольший градиент температуры достигается в слое, прилегающем к кристаллизатору. По мере удаления от кристаллизатора градиент температуры уменьшается. И для тонкого слоя, контактирующего с атмосферой, градиент температуры стремится к нулю.

Процесс распределения температуры в охлаждаемой фольге дополнительно усложняется из-за выделения теплоты при кристаллизации металла. Ее выделение приводит к уменьшению скорости охлаждения. Но для процесса кристаллизации важно, что градиент температуры в тонком слое, контактирующем с атмосферой, значительно меньше, чем в слоях, прилегающих к медному кристаллизатору. Уменьшение градиента температуры приводит к изменению устойчивости фронта кристаллизации: в слоях, прилегающих к кристаллизатору, плоский фронт кристаллизации является устойчивым, а в слое, контактирующем с атмосферой он теряет устойчивость из-за низкого значения градиента температуры. Вследствие этого кристаллизация в слоях, прилегающих к кристаллизатору, совершается без перераспределения компонентов, т.е. происходит «захват» легирующего элемента. В тонком слое жидкости, заключенном между фронтом кристаллизации и атмосферой, происходят флуктуации энергии и концентрации легирующего элемента, что приводит к образованию ячеистой структуры.

В литых сплавах алюминия с ПМ наблюдается дендритная структура [8]. В местах соприкосновения дендритов образуются микропоры, микроскопические усадочные раковины, что ухудшает механические и физические свойства сплавов. В гранулах алюминиевых сплавов с ПМ (скорость охлаждения $10^3 - 10^4$ град/с) также наблюдали дендритные ячейки. Тщательное исследование поверхности быстрозатвердевших фольг (скорость охлаждения 10^6 К/с) сплавов алюминия с переходными металлами не обнаружило дендритной структуры.

ЛИТЕРАТУРА

1. Золотарев С.Н., Шумаков А.Н. Рельеф контактной поверхности быстрозакаленных лент// Физика металлов и металловедение.- Т. 64, вып. 2.- 1987.- С. 349- 357.
2. Салли И.В. Кристаллизация сплавов.- Киев: Наукова думка, 1974.- 239 с.
3. Елагин В.И. Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами.- М.: Металлургия, 1975.- 284 с.
4. Мирошниченко И.С. Закалка из жидкого состояния.- М.: Металлургия, 1982.- 168 с.
5. Исаченко В.П., Осипова В.А., Сукомел А.С. Теплопередача.- М.: Энергия, 1975.- 488 с.
6. Высокоскоростное затвердевание расплава (теория, технология и материалы) /Под ред. Б.С. Митина.- М.: «СП ИНТЕРМЕТ ИНЖИНИРИНГ», 1998.- 400 с.
7. Lavernia E.I., Ayers I.D., Srivatsan T.S. Rapid solidification processing with specific applications to aluminum alloys// Intern. Mater. Rev.- 1992.- Vol. 37, № 1.- P. 1-44.
8. Калиниченко А.С., Бергман Г.В. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика.- Мн.: Технопринт, 2001.-367 с.