

# Al-Fe 二元合金共晶组织的数值模拟\*

李荣德 周振平 李述军

(沈阳工业大学材料科学与工程学院 沈阳 110023)

摘要：在考虑温度梯度对共晶生长的影响并假设固液界面为曲面的基础上，建立了与时间相关的层片共晶生长的自调整模型，采用有限差分法进行了数值求解。对含 2%Fe 的共晶 Al-Al<sub>3</sub>Fe 组织的平均层片间距进行了数值模拟，计算出了固液界面前沿的浓度场分布。采用定向凝固试验验证了模拟结果的正确性。

关键词：共晶铝铁合金 数值模拟 生长速度 层片间距

中图分类号：TG249.4

## 符 号

$i$	$\acute{a}$ -Al 相, Al <sub>3</sub> Fe 相	$N$	$N=\acute{e}R/D$	$(c_{0,Al_3Fe} - c_E)$	(%)
$v$	生长速度( $\mu\text{m/s}$ )	$m_i$	$i$ 相液相线斜率(K/%)	$c_{0,i}$	$i$ 相在另一相中的固溶度(%)
$\acute{e}$	平均层片间距的模拟值( $\mu\text{m}$ )	$\bar{M}$	平均液相线斜率	$P = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{(n\acute{e})^3} \sin^2(n\acute{e}j_a) =$	
$b_{i,1/2}$	$i$ 相层片的半宽度( $\mu\text{m}$ )	$\bar{M} = \frac{ m_a m_{Al_3Fe}}{ m_a +m_{Al_3Fe}}$	(K/%)	$\sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{(n\acute{e})^3} \sin^2(n\acute{e}j_{Al_3Fe})$	
$\bar{l}$	平均层片间距的试验值( $\mu\text{m}$ )	$\bar{A}_i$	$i$ 相的 Gibbs-Thompson 系数	$K_2 = 2\bar{M} \left( \frac{G_a \sin q_a}{ m_a j_a} + \right.$	
$j_i$	$i$ 相的体积分数		( $\mu\text{mK}$ )	$\left. \frac{G_{Al_3Fe} \sin q_{Al_3Fe}}{m_{Al_3Fe}j_{Al_3Fe}} \right)$ ( $\mu\text{mK}$ )	
$j_i = 2b_{i,1/2}/\bar{l}$		$q_i$	$i$ 相的润湿角( $^\circ$ )	$G$	温度梯度(K/mm)
$\acute{e}_{ex}$	极值片间距( $\mu\text{m}$ )	$\bar{k}(\bar{x})$	固液界面的平均曲率	$f$	层片间距选择系数
$r_i$	$i$ 相的密度( $\text{g/cm}^3$ )	$\bar{\Delta T}_i$	$i$ 相平均生长过冷度(K)	$y$	$y=2d_i/(\acute{e}j_i \tan q_i)$
$\bar{r}$	平均密度( $\text{g/cm}^3$ )	$\bar{\Delta T}_{i,c}$	$i$ 相平均成分过冷度(K)	$D$	Fe 在液相 Al 中的扩散系数( $\mu\text{m}^2/\text{s}$ )
$\bar{r} = j_a r_a + j_{Al_3Fe} r_{Al_3Fe}$		$\bar{\Delta T}_{i,r}$	$i$ 相平均曲率过冷度(K)	$\bar{x}, \bar{y}$	量纲一的直角坐标
$i_i$	$i$ 相密度因子	$\bar{\Delta T}_{i,G}$	由温度梯度引起的平均过冷度(K)	$x, y$	直角坐标( $\mu\text{m}$ )
$v_i = r/\bar{r}$		$\bar{\Delta T}$	共晶两相的平均过冷度(K)	$k_i$	$i$ 相的溶质平衡分配系数
$c_E$	共晶浓度(%)	$d_i$	$i$ 相中心凹陷深度( $\mu\text{m}$ )	$K_1 = (\bar{M}c_{i,0}/D) (P/j_a j_{Al_3Fe})$ (Ks/ $\mu\text{m}^2$ )	
$c_{i,int}$	$i$ 相界面处液相溶质浓度(%)	$c_{i,0}$	$c_{i,0} = \acute{a}_i(c_E - c_{0,\acute{a}}) + v_{Al_3Fe} \times$		
$c_{i,s}$	$i$ 相界面处固相溶质浓度(%)				
$T_E$	共晶温度(K)				
$H$	$H=\acute{e}^2/D$				

## 0 前言

共晶间距是反映共晶组织特征的一个重要参数。自从 Jackson 等<sup>[1]</sup>于 1966 年建立了较为完整的规则共晶生长理论模型即 J-H 模型，人们对规则共晶的数值模拟取得了很大成功，可是对非规则共晶的模拟研究还不尽人意。在众多的非规则共晶理论模型中，共晶间距  $\acute{e}$  与温度梯度  $G$  关系的研究较少。而试验表明，非规则共晶的平均层片间距  $\bar{l}$

与温度梯度  $G$  具有一定的依赖关系<sup>[2]</sup>。

理论计算表明，J-H 模型只适用于规则共晶。Magnin 等<sup>[3]</sup>对 J-H 模型作了进一步完善：①对非规则共晶层片间距，引入选择系数  $f$  来修正。②非规则共晶的固液界面是曲面，考虑了温度梯度对过冷度的影响。但是，这些模型都是建立在溶质稳态扩散方程基础上，不能反映出片间距随时间变化过程，并且对扩散方程都采用解析解，对边界条件也作了相应的简化处理。此外，没有考虑到共晶两相的密度差异。

为解决上述模型中存在的缺陷，建立了与时间相关的传质方程，采用数值求解的方法对共晶生长达到稳态时的平均层片间距和生长速度进行数值模

\* 国家教育部优秀青年骨干教师基金资助计划(0027119)，20001106 收到初稿，20020830 收到修改稿

拟。同时，引入密度因子对共晶两相的密度进行修正。

### 1 试验材料及方法

采用工业纯铝(99.99%，质量分数，下同)和工业纯铁(99.99%)在电阻炉中熔制成 Al-2%Fe 二元共晶合金。

采用定向凝固技术制备试样。具体试验过程如下。

将合金预先浇成 $\phi 10$  mm 的试棒，表面去掉氧化皮，截取 100 mm 长放入定向凝固炉内的刚玉管中进行重熔，待完全熔化并保温半小时后开始下拉试棒。试验的温度梯度  $G$  为 9.8 K/mm。

片间距的测量在试样纵截面的金相照片上进行，采用直线截取法。反复测量 10 次，取 10 次测量的平均值，所得值即为对应生长速度下的平均片间距  $\bar{l}$ 。采用最小二乘法拟合  $\bar{l}$  与  $v$  的函数关系式，得到如下经验公式

$$\bar{l}^{2.26} v = 1\ 479\ \mu\text{m}^{3.26}/\text{s}$$

### 2 数学模型的建立

#### 2.1 浓度场控制方程及边界条件

图 1 所示为 Al-Fe 共晶系中层片状  $\alpha$ -Al 相和  $\text{Al}_3\text{Fe}$  两相以一定的生长速度  $v$  定向生长情况示意图。设层片间距为  $\bar{\epsilon}$ ，考虑到共晶组织的周期重复性和浓度场在一个片间距内的对称性，取  $\bar{\epsilon}/2$  为求解对象。以三相点为原点，生长方向为  $y$  轴，垂直生长方向为  $x$  轴建立直角坐标系。为方便模拟，引入量纲一的直角坐标  $\bar{x}$  和  $\bar{y}$ ，令  $\bar{x} = x/\bar{\epsilon}$ ， $\bar{y} = y/\bar{\epsilon}$ ，则由上述设定的坐标系易知  $-j_{\text{Al}_3\text{Fe}} \leq \bar{x} \leq j_{\alpha}$  和  $0 \leq \bar{y} < +\infty$ 。

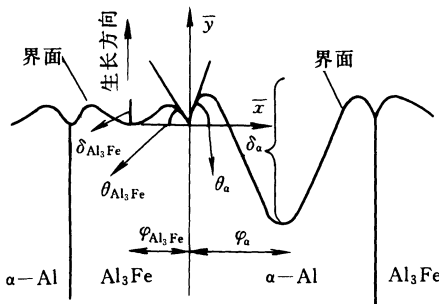


图 1 Al- $\text{Al}_3\text{Fe}$  层片共晶生长示意图

在建立数学模型前，为简化计算，做如下假设。

(1) 在浓度场计算过程当中，假设固液界面为平面，即忽略界面曲率对凝固前沿的浓度场的影

响，但在计算过冷度时，认为固液界面是曲面，不但考虑曲率对过冷度的影响，而且考虑温度梯度对过冷度的影响。

做这样的假设是合理的。由于不能知道实际界面形状，故不能求得浓度场的精确解。但是，在通常生长速度下，pecllet 数( $p = \bar{\epsilon}v/2D$ )很小，界面形状的振幅比扩散距离  $D/v$  小得多，因此，实际界面形状不会影响扩散方程的解。

尽管界面精确方程不能知道，但至少应满足下列 4 个条件。

对  $\alpha$  相而言：

- 1)  $(d\bar{y}/d\bar{x})|_{\bar{x}=0} = \tan q_{\alpha}$
- 2)  $(d\bar{y}/d\bar{x})|_{\bar{x}=j_{\alpha}} = 0$
- 3)  $\bar{y}|_{\bar{x}=j_{\alpha}} = -d_{\alpha}$
- 4)  $\bar{y}|_{\bar{x}=0} = 0$

对  $\text{Al}_3\text{Fe}$  相则有：

- 1)  $(d\bar{y}/d\bar{x})|_{\bar{x}=0} = -\tan q_{\text{Al}_3\text{Fe}}$
- 2)  $(d\bar{y}/d\bar{x})|_{\bar{x}=-j_{\text{Al}_3\text{Fe}}} = 0$
- 3)  $\bar{y}|_{\bar{x}=-j_{\text{Al}_3\text{Fe}}} = -d_{\text{Al}_3\text{Fe}}$
- 4)  $\bar{y}|_{\bar{x}=0} = 0$

4 个条件可确定 4 个未知数，可设界面方程为  $\bar{y} = a\bar{x}^3 + b\bar{x}^2 + c\bar{x} + d$ 。求得的  $\bar{y}$  表达式为

$$\bar{y} = \begin{cases} \frac{1}{2} j_{\alpha} \tan q_{\alpha} [(2\bar{y}+1)(2\bar{x}/j_{\alpha})^3 - (3\bar{y}+2)(2\bar{x}/j_{\alpha})^2 + (2\bar{x}/j_{\alpha})] \\ \frac{1}{2} j_{\text{Al}_3\text{Fe}} \tan q_{\text{Al}_3\text{Fe}} [(2\bar{y}+1)(-2\bar{x}/j_{\text{Al}_3\text{Fe}})^3 - (3\bar{y}+2)(-2\bar{x}/j_{\text{Al}_3\text{Fe}})^2 + (-2\bar{x}/j_{\text{Al}_3\text{Fe}})] \end{cases}$$

- (2) 液相体积无限大。
- (3) 忽略固相内溶质扩散。

令  $c = c(x, y)$  是固液界面前沿液相中任一点的溶质浓度，则浓度场控制方程为

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} \right) + v \frac{\partial c}{\partial y}$$

引入量纲一的坐标后上式变为

$$H \frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial^2 c}{\partial \bar{x}^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial \bar{y}^2} + N \frac{\partial c}{\partial \bar{y}} \tag{1}$$

相应的边界条件为

- (1) 周期性  $c(\bar{x}+1) = c(\bar{x})$  (2)
- (2) 对称性  $\frac{\partial c}{\partial \bar{x}} = 0$   $\bar{x} = -j_{\text{Al}_3\text{Fe}}$   $\bar{x} = j_{\alpha}$  (3)
- (3) 远场条件  $c(\bar{y} \rightarrow +\infty) = c_E$  (4)

(4) 局域平衡条件  
忽略固相内溶质扩散，则由界面处溶质平衡得

$$-D \frac{\partial c}{\partial y} \Big|_{y=0} = v(c_{i,int} - c_{i,s})$$

考虑到液相与固相成分的关系且对共晶两相密度进行修正，上式可写成

$$\frac{\partial c}{\partial y} \Big|_{y=0} = \begin{cases} -\frac{n_a v}{D} c_{a,int}(1-k_a) & (a - \text{Al相}) \\ \frac{n_{Al_3Fe} v}{D} (1-c_{Al_3Fe,int}) (1-k_{Al_3Fe}) & (\text{Al}_3\text{Fe相}) \end{cases} \quad (5)$$

### 2.2 过冷度的计算

共晶每一相生长的平均过冷度  $\bar{\Delta T}_i$

$$\bar{\Delta T}_i = \bar{\Delta T}_{i,c} + \bar{\Delta T}_{i,r} + \bar{\Delta T}_{i,k} + \bar{\Delta T}_{i,G} \quad (6)$$

式中  $\bar{\Delta T}_{i,c} = m_i \left( \int_0^{j_i} (c_E - c_{i,int}) d\bar{x} \right) / j_i$

$$\bar{\Delta T}_{i,r} = G_i k(\bar{x}) = 2G_i \sin q_i / (I j_i)$$

需要指出的是，在通常的凝固条件下，动力学过冷度  $\bar{\Delta T}_{i,k}$  可以忽略<sup>[4]</sup>。

由于界面处存在温度梯度  $G$ ，必然引起过冷度的变化。为简单起见，设界面前沿的温度梯度  $G$  为常数，且  $G$  的方向垂直于界面，由于界面凹陷的深度非常小，则由温度梯度的存在而引起过冷度的变化  $\bar{\Delta T}_{i,G}$  可近似表示为

$$\bar{\Delta T}_{i,G} = G \bar{y}(\bar{x}) = G(-d_i/2 + I j_i \tan q_i/24) \quad (7)$$

注意到  $d_i$  是个未知数，令  $i$  相中心处的过冷度与  $i$  相平均过冷度相等，即可求出  $d_i$

$$d_a = \left[ -m_a (c_E - c_{a,int}(\bar{x} = j_a)) - 4G_a \tan q_a / (I j_a) - \bar{\Delta T}_{a,c} - \bar{\Delta T}_{a,r} - G I j_a \tan q_a / 24 \right] / (2/G + 24G_a / (I j_a)^2) \quad (8)$$

$$d_{Al_3Fe} = \left[ -m_{Al_3Fe} (c_E - c_{Al_3Fe,int}(\bar{x} = j_{Al_3Fe})) - 4G_{Al_3Fe} \tan q_{Al_3Fe} / (I j_{Al_3Fe}) - \bar{\Delta T}_{Al_3Fe,c} - \bar{\Delta T}_{Al_3Fe,r} - G I j_{Al_3Fe} \tan q_{Al_3Fe} / 24 \right] / (2/G + 24G_{Al_3Fe} / (I j_{Al_3Fe})^2) \quad (9)$$

由此得到共晶两相生长的平均过冷度<sup>[4]</sup>

$$\bar{\Delta T} = \frac{|m_a| \bar{\Delta T}_{Al_3Fe} + m_{Al_3Fe} \bar{\Delta T}_a}{|m_a| + m_{Al_3Fe}} \quad (10)$$

### 2.3 层片间距的选择

共晶生长过冷度与层片间距之间满足下述关系

$$\Delta T = K_1 v I + K_2 / I \quad (11)$$

共晶层片间距的大小是由生长过冷度决定的。对于非规则共晶来说，其稳态片间距偏离过冷度最小原理。非规则共晶平均层片间距  $I$ <sup>[5]</sup> 为

$$\bar{v} = f \bar{v}_{ex} \quad (12)$$

对式(11)求导，并令  $dDT/dI = 0$ ，再结合式(12)

最终得到层片间距选择公式

$$I \Delta T = (f^2 + 1) K_2 \quad (13)$$

式(13)只表示了稳态生长时片间距选择规律，对非稳态过程，上述关系不一定满足。假定处于非稳态生长时，过冷度与片间距离仍满足式(13)。在给定任意时刻的凝固条件  $\bar{v}$ 、 $v$  下，利用式(1)~(5)计算出凝固界面前沿的浓度场，由式(6)~(10)求出共晶生长过冷度，再根据式(13)计算出该时刻的层片间距  $\bar{v}$ ；又以这一时刻的各个计算结果作为下一时刻的初始条件，求出下一时刻的过冷度和层片间距。这一过程是层片间距随过冷度自发调节的过程，直到上下两时刻的过冷度(或片间距)的相对误差小于给定精度(如  $10^{-5}$ )，计算结束。

## 3 模拟结果及分析

### 3.1 Al-2%Fe 合金片间距模拟值与试验值的比较

模拟计算中用到的物性参数值<sup>[6~8]</sup>见表 1。

表 1 Al-Al<sub>3</sub>Fe 共晶计算用物性参数表

符 号	物性值
共晶浓度 $C_E/\%$	2.0
a相液相线斜率 $m_a/(K \cdot \%^{-1})$	-2.8
Al <sub>3</sub> Fe 相液相线斜率 $m_{Al_3Fe}/(K \cdot \%^{-1})$	41.7
a相在另一相中的固溶度 $C_{0,a}/\%$	0.052
Al <sub>3</sub> Fe 相在另一相中的固溶度 $C_{0,Al_3Fe}/\%$	52.1
a相的密度 $r_a/(g \cdot cm^{-3})$	2.5
Al <sub>3</sub> Fe 相的密度 $r_{Al_3Fe}/(g \cdot cm^{-3})$	3.7
a相的体积分数 $j_a$	0.94
Al <sub>3</sub> Fe 相的体积分数 $j_{Al_3Fe}$	0.06
a相的 Gibbs-Thompson 系数 $G_a$	0.11
Al <sub>3</sub> Fe 相的 Gibbs-Thompson 系数 $G_{Al_3Fe}$	0.16
a相的润湿角 $q_a/(^\circ)$	65
Al <sub>3</sub> Fe 相的润湿角 $q_{Al_3Fe}/(^\circ)$	30
Fe 在液相 Al 中的扩散系数 $D/(\mu m^2 \cdot s^{-1})$	925.5
层片间距选择系数 $f$	5.0

表 2 是 Al-2%Fe 合金在温度梯度为 9.8 K/mm、不同生长速度下层片间距的模拟值与试验值的比较结果。从表 2 中可以发现，无论是片间距的试验值

表 2 Al-2%Fe 合金片间距的模拟值与试验值的比较

生长速度 $v/(\mu m \cdot s^{-1})$	片间距 $\bar{v}/\mu m$	
	试验值	模拟值
3.41	15.24	15.95
4.33	12.40	14.19
9.03	9.49	9.86
25.00	6.00	5.93
31.67	5.79	5.27
40.28	5.06	4.68
66.45	3.79	3.64

还是模拟值都随着生长速度的增大而减小。当生长速度较低时, 试验值与模拟值相差较大, 当生长速度较高时, 两者差别较小。尽管片间距的实测值与模拟值有些偏差, 但两者吻合程度还是可以接受的。模拟片间距值与生长速度之间遵循如下关系

$$\bar{\lambda}^2 v = 881 \mu\text{m}^3/\text{s}$$

### 3.2 固液界面前沿浓度场分布

图2 分别是生长速度  $v=10 \mu\text{m/s}$  和  $v=100 \mu\text{m/s}$  时计算出来的界面前沿浓度场分布图。由于界面前沿的浓度分布具有对称性, 图2 只给出半个片间距内的浓度场分布。从图2 中可看出, 生长速度较小时, 界面前沿的溶质富集( $\alpha$ -Al)或贫乏( $\text{Al}_3\text{Fe}$ )程度较轻, 生长速度较大时, 溶质的富集或贫乏加剧。另外, 在固液界面处共晶两相中心溶质富集(贫乏)程度最严重, 随着与中心距离的增大, 各相界面前沿溶质浓度逐渐降低; 在生长方向上, 随着与界面的距离增大, 溶质富集(贫乏)也逐渐下降, 溶质富集或贫乏只在很短范围(约一个片间距)内存在, 超过此范围, 液相中溶质浓度还是均匀分布的。

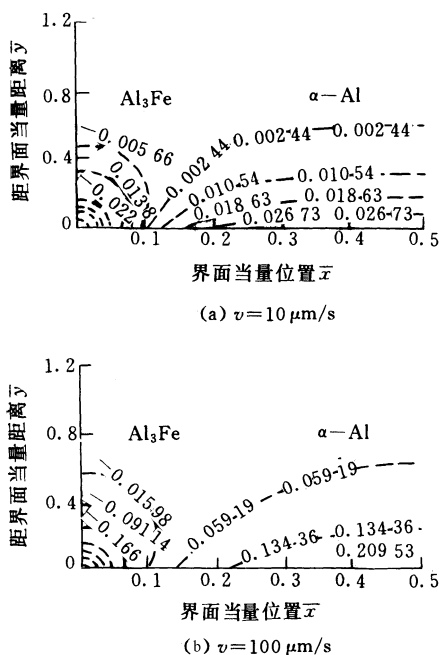


图2 界面前沿浓度场分布图

### 3.3 温度梯度对 Al-2%Fe 共晶层片间距的影响

表3 是温度梯度  $G=0 \text{ K/mm}$  时计算出来的在不同速度下的片间距值。和表2 对比可以发现, 在通常的生长速度下, 改变温度梯度对片间距的影响很小, 可以忽略。但是, 当生长速度  $v$  很低( $v < 0.1 \mu\text{m/s}$ ) 时, 温度梯度对片间距的影响却很大。从图3 可发现, 当生长速度  $v=0.05 \mu\text{m/s}$  时, 温度梯度对  $\bar{\lambda}$  的影响是非常大的(此时计算结果表明温度梯度对共晶生长过冷度的影响同样非常大)。这表明, 当生长速

度很低时, 界面的非等温现象变得很严重, 必须考虑温度梯度对共晶生长的影响。

表3 不同速度下片间距的模拟值( $G=0 \text{ K/mm}$ )

生长速度 $v/(\mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1})$	3.411	4.33	9.33	25.0
片间距的模拟值 $\bar{\lambda}/\mu\text{m}$	16.07	14.26	9.87	5.93

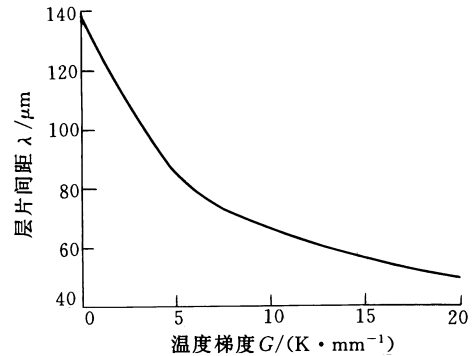


图3 温度梯度对层片间距的影响( $v=0.05 \mu\text{m/s}$ )

## 4 结论

在考虑温度梯度对共晶生长的影响并假设固液界面为曲面的基础上, 建立了与时间相关的传质方程, 对含 2%Fe 的 Al- $\text{Al}_3\text{Fe}$  共晶平均层片间距进行数值计算, 并与试验结果进行了比较。

(1) 试验与模拟结果均表明, Al-2.0%Fe 的平均层片间距随生长速度的增大而减小, 试验值与模拟值吻合较好。

(2) 对固液界面前沿浓度场计算表明, 等浓度线基本呈抛物线对称分布, 距离界面越远, 溶质堆积或贫乏就越轻; 生长速度越大, 固液界面前沿的溶质堆积或贫乏就越严重。液相中溶质分布的不均匀性只在很短范围(约一个片间距)内存在。

(3) 当生长速度较高时, 温度梯度对层片间距的影响可以忽略, 但当生长速度很低时, 界面的不等温性将变得很严重。此时, 温度梯度对共晶层片间距的影响很显著。

## 参 考 文 献

- 1 Jackson K A, Hunt J D. Lamellar and rod eutectic growth. Trans. AIME, 1966, 236(8): 1129~1142
- 2 Kassner K, Misbah C. Similarity laws in eutectic growth. Physical Review Letters, 1991, 66(4): 27~33
- 3 Magnin P, Kurz W. An analytical model of irregular eutectic growth and its application to Fe-C. Acta. Metall., 1987, 35(5): 1119~1128
- 4 Magnin P, Mason J T, Rivedi R T. Growth of irregular eutectics and the Al-Si system. Acta. Metall. Mater., 1991,

39(4) : 469~480

- 5 Grugel R N, Lograssor T A, Hellawell A. The solidification of monotectic alloys microstructures and phase spacing. *Metall. Trans.*, 1984, 15A : 1 003~1 011
- 6 Gilgien P, Zryd A, Kurz W. Microstructure selection maps for Al-Fe alloys. *Acta. Metall. Mater.*, 1995, 43(9) : 3 477~3 487
- 7 Mcleod A J, Hogan L M, Adam C McL, et al. Growth mode of the aluminium phase in Al-Si and Al-Al<sub>3</sub>Fe eutectics. *J. Crystal Growth*, 1973, 19(6) : 301~309
- 8 Mondolfo L F. 铝合金组织和性能. 王祝堂, 张振录, 郑璇, 等译. 北京: 冶金工业出版社, 1984

### NUMERICAL MODELLING OF EUTECTIC MICROSTRUCTURE FOR Al-Fe BINARY ALLOY

*Li Rongde Zhou Zhenping Li Shujun*  
(*Shenyang University of Technology*)

**Abstract :** A self-adjusting eutectic growth model with time is presented on the basis of the effect of temperature gradient on eutectic growth and a curved solid-liquid interface. Finite differential method (FDM) is adopted to solve the model. The average interlamellar spacings of the Al-Al<sub>3</sub>Fe in Al-2%Fe eutectic alloy and the concentration fields ahead of the solidifying interface are calculated. Unidirectional solidification experiments are carried out in order to demonstrate the correction of the modelling. The experimental results are in relatively good agreement with calculations.

**Key words :** Al-Fe eutectic alloy Numerical modelling  
Growth rate Interlamellar spacing

作者简介: 李荣德, 男, 1960 年出生, 工学博士, 教授, 博士生导师。

(上接第 120 页)

- 6 黄小振. 电容式振动微机械陀螺接口电路的设计、模拟与测试: [硕士学位论文]. 上海: 中国科学院上海冶金研究所, 2001

### EQUIVALENT ELECTRICAL MODEL OF VIBRATORY MICROMACHINED GYROSCOPE

*Che Lufeng Huang Xiaozhen Xiong Bin*  
*Wang Yuelin*

(*Shanghai Institute of Microsystem and Information  
Technology, Chinese Academy of Science*)

**Abstract :** An equivalent circuit model of vibratory micro-

machined gyroscope's mechanical properties is derived according to its working principle. Equivalent electrical model of gyroscope consists of differential detection capacitance model and equivalent circuit model of oscillating. This simulated model combines the sensor's electrical property with mechanical property. The model is implemented in the circuit simulated tool which is called PSPICE, equivalent electrical model of gyroscope is available in oscillating properties analysis and frequency response to angular rate analysis to optimize its working mode. The model also enables the sensor simulate with the interfacing electronics and analyze the whole character of the sensor and its circuit, thus optimizing design of testing circuits.

**Key words :** Micromachined gyroscope  
Equivalent electrical model

作者简介: 车录锋, 男, 1971 年出生, 博士, 副研究员, 主要从事微机械, 微传感器与微系统等方面的研究。发表论文 30 余篇。