

## 定向凝固 Al-4.5%Cu 合金枝晶组织与抽拉速率的关系

吴 强, 司乃潮, 郭 毅, 李达云

(江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013)

**摘 要:** 用自制下拉式定向凝固设备, 在一定的温度梯度下, 在 20~220  $\mu\text{m/s}$  的抽拉速率范围制备定向凝固 Al-4.5%Cu 合金, 并对其微观组织、特别是一次枝晶间距随抽拉速率的变化规律进行研究。结果表明: 定向凝固微观组织随抽拉速率的增大呈细化趋势, 其一次枝晶间距减小; 当抽拉速率小于 100  $\mu\text{m/s}$  时, 枝晶间距随抽拉速率而减小的幅度较大; 当抽拉速率大于 100  $\mu\text{m/s}$  时, 枝晶间距减小幅度较为平缓。在综合分析抽拉速率、界面生长速率、温度梯度等影响因素的基础上, 推导出界面局域平衡条件下预测定向凝固次枝晶间距的理论模型, 该模型能够较为准确地反映定向凝固一次枝晶间距随抽拉速率在 100~220  $\mu\text{m/s}$  范围的变化规律, 为定向凝固工艺获得特定组织而预先选配合适的工艺参数提供理论参考。

**关键词:** Al-4.5%Cu 合金; 定向凝固; 一次枝晶间距; 抽拉速率; 传热

中图分类号: TG 113; TG 244

文献标识码: A

## Relationship between primary dendrite arm spacing of Al-4.5%Cu alloy and withdrawal rate during unidirectional solidification

WU Qiang, SI Nai-chao, GUO Yi, LI Da-yun

(School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

**Abstract:** The relationship between primary arm spacing of Al-4.5%Cu alloy and withdrawal rate during unidirectional solidification was investigated when the withdrawal rate is in the range of 20–220  $\mu\text{m/s}$ . The result shows that the primary arm spacing decreases along with increasing withdraw rate. The primary arm spacing decreases sharply with withdrawal rate below 100  $\mu\text{m/s}$ , and decreases more gently with a withdrawal rate beyond 100  $\mu\text{m/s}$ . Through the comprehensive consideration of the difference between withdrawal rate and interface growing rate, temperature gradient and etc, the function between primary arm spacing and withdrawal rate is founded, which could predict the variation of primary arm spacing exactly when the withdrawal rate is in the range of 100–220  $\mu\text{m/s}$ . It is hoped that the function can be helpful to obtain a good match of experimental parameters during unidirectional solidification.

**Key words:** Al-4.5%Cu alloy; unidirectional solidification; primary dendrite arm spacing; withdrawal rate; heat transfer

铝合金应用于航空航天、舰船、汽车和建材等工业, 其所具有的优势日渐突出<sup>[1]</sup>。定向凝固技术被广泛用于获得具有特殊取向的组织 and 优异性能的材料<sup>[2-5]</sup>, 特别是改善铝合金的性能是一种重要的工艺方法<sup>[6-8]</sup>, 因而自其诞生以来得到迅速发展。定向凝固组织的晶粒尺寸、晶型结构、枝晶间距和相成分等受定

向凝固工艺因素影响较大<sup>[1, 9-12]</sup>。在定向凝固过程中, 定向凝固工艺的两个主要工艺参数: 温度梯度和界面生长速率<sup>[12-13]</sup>, 这两者对定向凝固组织有很大影响<sup>[14-15]</sup>, 这两个参量均独立可控, 前者主要由加热方式与冷却环境所决定, 后者主要取决于试样抽拉速率。到目前为止, 不同工艺参数对定向凝固组织的影

基金项目: 江苏省科技攻关资助项目(BE2004027)

收稿日期: 2007-03-28; 修订日期: 2007-06-14

通讯作者: 吴 强; 电话: 0511-8797034; E-mail: wqwqiang@yahoo.com

响<sup>[16]</sup>已有一定的研究,但工艺参数与定向凝固组织之间的定量关系研究甚少。定向凝固材料的性能<sup>[17-18]</sup>在很大程度上取决于枝晶的一次间距,而一次枝晶间距主要受凝固条件的影响。本文作者系统研究了Al-4.5%Cu枝晶组织与定向凝固抽拉速率之间的关系,并借助一次枝晶间距 Hunt 模型推导了定向凝固抽拉速率与一次枝晶间距定量关系的理论模型,为通过定向凝固工艺获得特定组织而预先选配合适的工艺参数提供参考,进而可以大幅减小实际生产中的工艺实验工作量。

## 1 实验

实验在自制的坩埚下拉式高真空定向凝固炉中进行。在坩埚下拉过程中,通过对坩埚进行端部冷却及对高温熔体部分进行加热,从而保证热量沿坩埚下拉的方向导出,维持恒定的温度梯度,以保证定向凝固过程的顺利进行。

实验材料选用纯度为 99.997% 的纯 Al 和 99.96% 的电解 Cu,在真空感应炉中融化配制 Al-4.5%Cu 二元合金,浇注到内壁尺寸为直径 10 mm、长度 200 mm 的下拉坩埚中,静置一段时间,使温度场稳定在液相线之上 30 °C 时开始定向凝固过程。定向凝固过程中,通过调整对高温熔体的加热温度和冷却液的流量,将液相温度梯度控制为  $5.6 \times 10^{-3}$  K/ $\mu\text{m}$ 。在抽拉速率从 0~220  $\mu\text{m/s}$  的变化范围内,进行一系列定向凝固实验,从 20  $\mu\text{m/s}$  开始,抽拉速率每增加 20  $\mu\text{m/s}$  进行一组实验。

对于每一个试棒,分别在 5、15、25、50、100、150 和 190 mm 处取样,先按晶粒生长方向打磨、抛光、腐蚀,进行显微观察,从而确定实验效果、枝晶的形态及枝晶一次轴方向;再将试样沿垂直一次轴的方向剖开,并打磨、抛光和腐蚀。采用 JXA-840 型扫描电子探针显微分析仪和 MM6 精密卧式金相显微镜观察分析微观组织,并进行枝晶间距测量。

## 2 合金的定向凝固组织

### 2.1 微观组织构成

图 1 所示为合金在不同抽拉速率下的微观组织。可以看出,合金组织是由  $\alpha$  相和  $\theta(\text{CuAl}_2)$  相组成,基体是  $\alpha$  固溶体相,呈花纹状的组织是  $\theta$  相,但随着抽拉速率的增大,  $\text{CuAl}_2$  相明显细化。

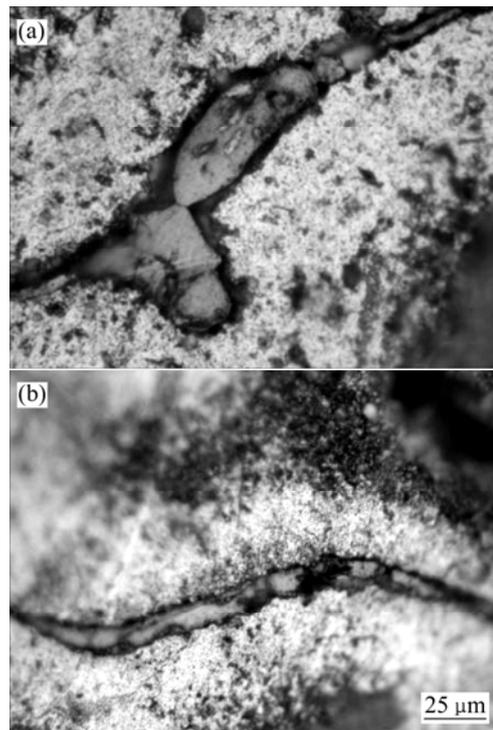


图 1  $\text{CuAl}_2$  相的组织形貌

Fig.1 Microstructures of  $\text{CuAl}_2$  phase: (a)  $u = 60 \mu\text{m/s}$ ; (b)  $u = 180 \mu\text{m/s}$

### 2.2 合金的枝晶组织衍变

图 2 所示为在当前温度梯度条件下,不同定向凝固抽拉速率下获得的 Al-4.5%Cu 微观组织。可以看出,微观组织没有横向晶界,由单一取向的枝晶结构组成,是典型的定向凝固组织。这是由于生长的晶粒伸入熔体中,不与在其它方向生长的晶粒相碰撞,其中某一方向的晶粒比其它取向生长的速度快,并横向扩展而消除了慢速生长的取向,从而形成择优生长的结构。

在不同抽拉速率下,均得到排列整齐的枝晶,其生长方向与拉伸方向一致;随抽拉速率的增加,枝晶逐渐细化,枝晶间距减小。晶粒的生长过程就是固液界面向前推进的过程。界面与生长方向垂直,不同的界面推进速度,也就是不同的凝固速度条件下,枝晶在胞状和树枝状之间转变,这中间主要存在一个分枝调整机理。在较低的凝固速度下,界面推进缓慢,枝晶生长稳定,可以得到发展,晶粒大小相对较为粗大;凝固速度增加时,枝晶生长迅速,一次枝干上可以长出二次分枝,二次分枝上还可以长出三次分枝。凝固速度越快,生长速度越快,分枝越明显,分枝调整得以更好的体现。显然,调整的结果是使得晶粒细化,枝晶之间间距减小。本实验中,由于液相温度梯度( $G_L$ )与界面生长速率( $v$ )比值的取值在枝状生长范围,故得到的主要是逐渐细化的枝晶组织。

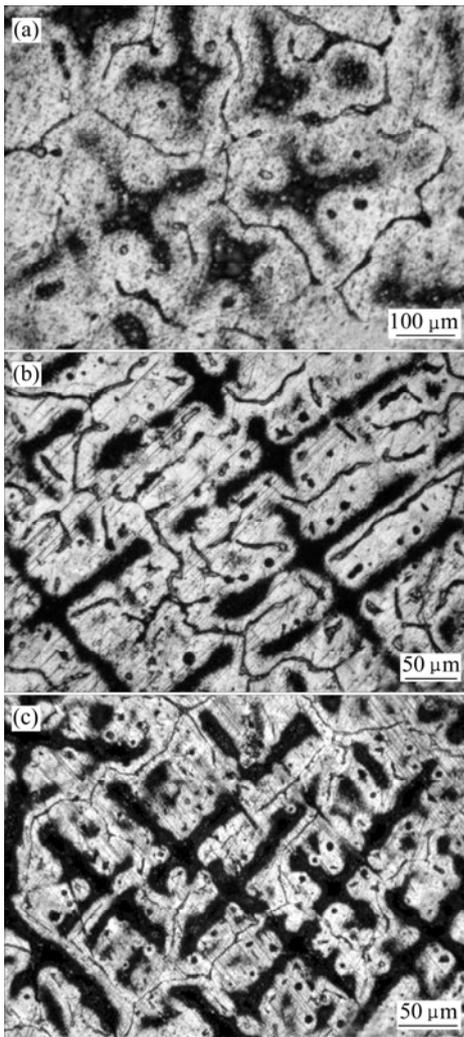


图 2 不同抽拉速率定向凝固 Al-4.5%Cu 合金的显微组织  
**Fig.2** Microstructures of Al-4.5%Cu alloy by different withdrawal rates during unidirectional solidification: (a)  $u = 20 \mu\text{m/s}$ ; (b)  $u = 100 \mu\text{m/s}$ ; (c)  $u = 200 \mu\text{m/s}$

本文选用面积法进行枝晶间距的测算, 测算结果列于表 1。综合枝晶间距的测算值, 并根据不同抽拉速率下得到的定向凝固组织的对比可以看出, 在抽拉速率比较低时, 枝晶间距值比较大; 当抽拉速率逐渐增大时, 枝晶间距变小; 当抽拉速率小于  $100 \mu\text{m/s}$  时, 枝晶间距减小幅度较大; 当抽拉速率大于  $100 \mu\text{m/s}$  时, 枝晶间距随抽拉速率减小幅度较为平缓。

### 3 抽拉速率与枝晶间距的理论模型

#### 3.1 抽拉速率与枝晶间距模型的建立

实验系统中的相关物理参数列于表 2。

表 1 枝晶间距的实测值

**Table 1** Experimental values of primary dendrite spacing

Sample No.	Withdrawal rate/ $(\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	Experimental value of primary arm spacing/ $\mu\text{m}$
1	20	234.9
2	40	198.3
3	60	158.6
4	80	135.9
5	100	119.1
6	120	104.7
7	140	97.6
8	160	85.6
9	180	78.1
10	200	75.8
11	220	73.8

表 2 Al-4.5%Cu 合金的热物理参数

**Table 2** Thermophysical parameters of Al-4.5%Cu alloys used for experiment

Parameter	Value
Liquidus slope, $m$	$-273 \text{ K}$
Partition coefficient, $k$	0.14
Solute diffusivity in liquid, $D$	$3 \times 10^3 \mu\text{m}^2/\text{s}$
Gibbs-Thomson coefficient, $\Gamma$	$0.241 \text{ K}\cdot\mu\text{m}$
Content of Cu, $c_0$	4.5%
Temperature gradient in liquid, $G_L$	$6.8 \times 10^{-3} \text{ K}/\mu\text{m}$
Thermal conductivity in solid, $k_s$	$168 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$
Thermal diffusivity in solid, $\alpha_s$	$68.2 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$
Sample radius, $r$	0.005 m
Thermal conductivity between sample and environment, $h$	$361 \text{ W}/(\text{m}^2\cdot\text{K})$

有关抽拉速率与枝晶间距模型, Hunt 等进行了大量的研究, 并且建立了描述  $\lambda_1$  与  $v$ 、 $G$  和  $c_0$  之间的函数理论模型。其中, Hunt 模型是利用 Bower 等提出的理论, 允许相邻枝晶间在扩散领域相互作用建立起来的。凝固参数(包括  $G_L$ 、 $v$ 、 $c_0$ )与一次枝晶间距  $\lambda_1$  的关系取决于最小过冷度。其模型如下:

$$\lambda_1 = 2.83[m(k-1)D\Gamma]^{0.25} c_0^{0.25} v^{-0.25} G_L^{-0.5} \quad (1)$$

式中  $\lambda_1$  为一次枝晶间距;  $v$  为界面生长速率。按 Hunt 模型<sup>[3]</sup>定量分析结果与实验结果吻合较好。

Hunt 模型中的  $v$  表示界面生长速率, 但在定向凝固工艺中主要控制参数为抽拉速率, 因而有必要首先探讨定向凝固界面生长速率与抽拉速率的关系。图 3

所示为定向凝固过程示意图, 抽拉系统以速率  $u$  向下运动。假设: 1) 试样的横断面是圆, 半径为  $r$ ; 2) 冷却介质保持恒温  $T_f$ ; 3) 径向上的温度梯度很小, 忽略不计; 4) 试样固相部分和冷却介质间的换热系数为  $h$ ; 5) 固液界面温度  $T_i$  保持恒定; 6) 界面处液相温度梯度  $G_L^i$  与界面速率  $v$  线性相关<sup>[5]</sup>,  $G_L^i = dv + d_0$ 。

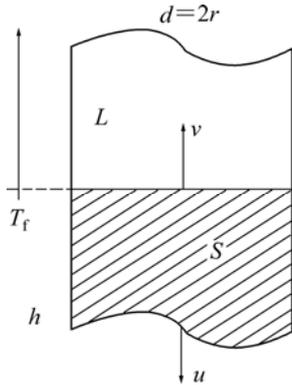


图3 定向凝固过程示意图

Fig.3 Sketch map of unidirectional solidification

将坐标原点选在固液界面上, 取固相微元体  $\pi r^2 dx$ , 并令微元体与固液界面的距离不变, 则移动固相微元体的热平衡方程为

$$\alpha_s \left( \frac{d^2 T}{dx^2} \right) (c_s \rho_s \pi r^2 dx) + u \frac{dT}{dx} (c_s \rho_s \pi r^2 dx) - h(T - T_f)(2\pi r dx) = 0 \quad (2)$$

式中  $k_s$  为固相的导热系数,  $W/(m \cdot K)$ ;  $\alpha_s$  为固相的热扩散率,  $m^2/s$ ;  $\rho_s$  为固相密度,  $kg/m^3$ ;  $c_s$  为固相比热容,  $J/(kg \cdot K)$ ;  $r$  为试样半径,  $m$ 。

由边界条件:  $x = -\infty$  时,  $T = T_f$  及  $x = x_i$  时,  $T = T_i$ , 解得

$$\frac{T - T_f}{T_i - T_f} = \exp \left\{ (x - x_i) \left[ \sqrt{\left( \frac{u}{2\alpha_s} \right)^2 + \frac{2h}{k_s r}} - \frac{u}{2\alpha_s} \right] \right\} \quad (3)$$

假定潜热在  $x=0$  处释放, 则凝固过程中固液界面处的热量平衡为

$$k_s G_s^i - k_L G_L^i = \rho_s H v \quad (4)$$

式中  $H$  为熔化潜热。

由式(3)和(4)及假设条件得:

$$dv + d_0 = G_L^i = \frac{k_s}{k_L} (T_i - T_f) \cdot$$

$$\left[ \sqrt{\left( \frac{u}{2\alpha_s} \right)^2 + \frac{2h}{k_s r}} - \frac{u}{2\alpha_s} \right] - \frac{\rho_s H v}{k_L} \quad (5)$$

由于合金的本征参量(如  $k_s$ 、 $k_L$ 、 $\rho_s$ )均可视为常量, 因此当界面温度恒定时, 固相的温度梯度  $G_s$  由散热条件所惟一决定。在一个给定的系统中,  $G_s$  便是常量; 对于界面温度恒定的系统, 凝固潜热也不变, 所以将液相温度梯度视为和界面速率线性相关是合理的。

当  $u=0$  时,  $v=0$ ; 且在低速定向凝固时,  $u$  在  $\mu m/s$  到  $mm/s$  量级, 而  $\alpha_s$  在  $cm^2/s$  量级, 从而  $(u/2\alpha_s)^2 \ll 2h/(k_s r)$ ,  $v \approx u$ , 分别代入式(5)可求得  $d$ 、 $d_0$ , 整理得界面生长速率关于抽拉速率的函数:

$$v = u - 2\alpha_s \left[ \sqrt{\left( \frac{u}{2\alpha_s} \right)^2 + \frac{2h}{k_s r}} - \sqrt{\frac{2h}{k_s r}} \right] \quad (6)$$

考虑到定向凝固时  $(u/2\alpha_s)^2 \ll 2h/(k_s r)$ , 为简化计算

将  $\sqrt{\left( \frac{u}{2\alpha_s} \right)^2 + \frac{2h}{k_s r}}$  二项展开并取近似<sup>[8]</sup>, 代入式(6)得:

$$v \approx u - \frac{u^2}{4\alpha_s} \sqrt{\frac{k_s r}{2h}} \quad (7)$$

其中,  $\alpha_s = k_s / \rho_s c_s$ 。

根据以上分析, 综合式(1)和式(7), 得到定向凝固抽拉速率与一次枝晶间距关系的理论模型:

$$\lambda_1 = 2.83 [m(k-1)D\Gamma]^{0.25} c_0^{0.25} \cdot$$

$$\left( u - \frac{u^2}{4 \times 10^6 \alpha_s} \sqrt{\frac{k_s r}{2h}} \right)^{-0.25} G_L^{-0.5} \quad (8)$$

式中  $u$  为定向凝固抽拉速率,  $\mu m^2/s$ ;  $\lambda_1$  为一次枝晶间距,  $\mu m$ 。

### 3.2 一次枝晶间距实测值与计算值的分析

将各参数代入式(8), 得到当前实验条件下的定向凝固抽拉速率与一次枝晶间距关系的理论模型:

$$\lambda_1 = 320.79 (u - 125.03 \times 10^{-6} u^2)^{-0.25} \quad (9)$$

根据上式可计算出不同抽拉速率下一次枝晶间距的理论值列于表3。

比较表1和3可发现, 当抽拉速率较低时, 两者差距不大, 一次枝晶间距随抽拉速率的增大而减小,

表 3 枝晶间距的理论计算值

Table 3 Calculation values of primary dendrite spacing

Sample No.	Withdrawal rate/( $\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ )	Calculation value of primary arm spacing/ $\mu\text{m}$
1	20	151.8
2	40	127.7
3	60	115.5
4	80	107.5
5	100	101.8
6	120	97.3
7	140	93.7
8	160	90.7
9	180	88.1
10	200	85.8
11	220	83.9

变化很明显; 抽拉速率较高时, 一次枝晶间距随抽拉速率变化的幅度减小; 随着抽拉速率的增大, 两者差距越来越大, 直到界面生长速率达到某一上限值后, 不再随抽拉速率的增大而增大, 此时一次枝晶间距不再随抽拉速率变化, 但已经无法保证单向导热, 从而破坏了定向凝固条件, 出现体积凝固。对比实验测量数据和理论计算值可知, 实测值和理论计算值随抽拉速率变化的趋势相同, 都是枝晶间距值随着抽拉速率增大而减小, 且减小幅度趋缓。进一步比较和分析理论值与实测结果, 可以看出抽拉速率在 100~220  $\mu\text{m}/\text{s}$  时, 理论计算值与实测值吻合得很好; 但当抽拉速率较小(小于 100  $\mu\text{m}/\text{s}$ )时, 两者相差较大, 如图 4 所示。由图 4 可看出, 抽拉速率在 100~220  $\mu\text{m}/\text{s}$  时, 总体误差在 3.9%~14.5%。

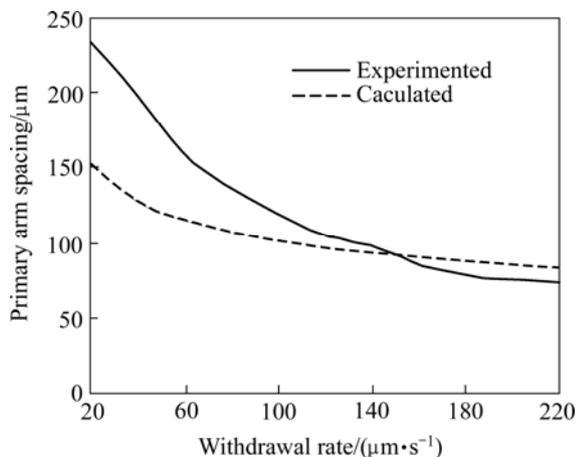


图 4 一次枝晶间距与抽拉速率的关系

Fig.4 Relationships between primary arm spacing and withdrawal rate

抽拉速率较低时理论值和实验值相差较大的主要原因, 是由于式(8)在推导过程中引用了 Hunt 模型, 该模型考虑了枝晶尖端曲率对扩散场的影响, 以及枝晶列间扩散场的相互影响, 但是建立模型过程中存在许多物理特征简化和数学近似, 忽略了目前被认为对凝固组织形成和变化过程产生重要影响的界面各向异性。在实验过程中, 当抽拉速率小于 100  $\mu\text{m}/\text{s}$  时, 凝固组织的一次主干和界面的最大温度梯度方向(热流方向)有时并不一致, 柱状晶尖端周围的温度场和溶质扩散场具有不对称分布, 无法满足界面局域平衡条件, 这加剧低速率时的组织粗化。

另外, 工艺参数特别是抽拉速率的不稳定, 会造成随机的扰动。若这个扰动在一定时间内逐渐变大, 会使固液界面前沿出现不均匀的温度起伏, 造成有的地方过冷度较大, 从而出现新的晶粒。新的晶粒在快速向纵向延伸的同时, 也在横向扩张, 会截断部分原有晶粒, 并取代其继续向前生长。晶体生长过程中, 固液界面前沿要发生溶质再分配, 从而造成一定程度的成分过冷, 为形核创造了条件, 或者固液界面前沿的外来核心创造了非自发形核的条件, 也会在原有的晶体生长过程中出现新的晶粒, 这些因素在抽拉速率较低时对组织的影响尤为明显影响。同时, 金属液冲入结晶器过程开始时, 由于冷却水的激冷作用, 会形成激冷层, 此时由于结晶潜热的释放比较集中, 固液界面前沿容易在短时间内温度梯度大幅减小甚至形成负的温度梯度, 造成固液界面不稳定, 这种不稳定相当于加上一个扰动, 从而出现新的晶粒。在系统稳定一段时间后, 开始下拉过程, 才能保证晶粒有足够的时间生长, 得到较为理想的组织。这些原因也会促使胞枝晶相互合并生长, 使得枝晶间距的实测值明显大于理论值。

### 3.3 影响一次枝晶间距的其它因素

前面推导出的一次枝晶间距与抽拉速率的理论模型综合考虑了定向凝固中抽拉速率与界面生长速率的差异以及其它影响因素, 能够较为准确的反映定向凝固一次枝晶间距随抽拉速率在 100~220  $\mu\text{m}/\text{s}$  时的变化规律。由此可知, 欲使定向凝固组织细化, 需有效控制一次枝晶间距以获得满意的性能指标。一方面可以采取提高固液界面前沿的温度梯度  $G_L$  的方法, 另一方面可以采取在一定范围内提高抽拉速率的方法。另外, 采用强的冷却环境, 以尽量提高  $h$  值, 减小试样的断面尺寸, 以及选用高熔点、导热性好、熔化潜热小的合金等, 可有效减小一次枝晶间距。在给定合金系的

情况下, 还可通过强制加热方法, 使固液界面尽量接近冷却介质, 从而使热量及早从导热性较好的冷却介质中导出而减小一次枝晶间距。

## REFERENCES

- [1] 刘海霞, 吴强, 司乃潮. 不同抽拉速率对 Al-5%Cu 定向凝固组织的影响[J]. 铸造, 2005, 54(1): 40-43.  
LIU Hai-xia, WU Qiang, SI Nai-chao. Influence of different stretching velocities on the directional solidification microstructure of Al-5%Cu alloy[J]. Foundry, 2005, 54(01): 40-43.
- [2] HU Rui, BI Xiao-qin, LI Jin-shan, FU Heng-zhi. Interface morphology evolution and microstructure characteristics of hypoeutectic Cu-1.0wt%Cr alloy during unidirectional solidification[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2005, 6(8): 950-955.
- [3] DING Guo-lu, HUANG Wei-dong, LIN Xin, ZHOU Yao-he. Prediction of average spacing for constrained cellular/dendritic growth[J]. Journal of Crystal Growth, 1997, 177(3/4): 281-288.
- [4] Spinelli J E, Ferreira I L, Garcia A. Influence of melt convection on the columnar to equiaxed transition and microstructure of downward unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2004, 384(1/2): 217-226.
- [5] Yasuda H, Ohnaka I, Kawasaki K, Sugiyama A, Ohmichi T, Iwane J, Umetani K. Direct observation of stray crystal formation in unidirectional solidification of Sn-Bi alloy by X-ray imaging[J]. Journal of Crystal Growth, 2004, 262(1/4): 645-652.
- [6] Boeira A P, Ferreira I L, Garcia A. Modeling of macrosegregation and microporosity formation during transient directional solidification of aluminum alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2006, A435/436: 150-157.
- [7] Rocha O L, Siqueira C A, Garcia A. Cellular/dendritic transition during unsteady-state unidirectional solidification of Sn-Pb alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2003, A347(1/2): 59-69.
- [8] 苏云鹏, 王猛, 林鑫, 沈淑娟, 黄卫东. Zn-2%Cu 包晶合金快速定向凝固层片状组织[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(5): 1092-1097.  
SU Yun-peng, WANG Meng, LIN Xin, SHEN Shu-juan, HUANG Wei-dong. Lamellar structures of rapidly unidirectionally solidified Zn-2%Cu peritectic alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(5): 1092-1097.
- [9] Kaya H, C, adirlı E, Gun duz M. Dendritic growth in an aluminum-silicon alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2007, 16(1): 12-21.
- [10] 蔡英文, 俞露, 许振明, 李建国, 傅恒志. 定向凝固界面速率对机械牵引速率的响应[J]. 人工晶体学报, 1998, 27(2): 141-145.  
CAI Ying-wen, YU Lu, XU Zhen-ming, LI Jian-guo, FU Heng-zhi. Response of interface velocity to the traction rate during directional solidification[J]. Journal of Synthetic Crystals, 1998, 27(2): 141-145.
- [11] 常国威, 王自东, 胡汉起, 张虎, 王静松. 连续定向凝固中临界牵引速度及其相关因素[J]. 北京科技大学学报, 1998, 20(6): 550-555.  
CHANG Guo-wei, WANG Zi-dong, HU Han-qi, ZHANG Hu, WANG Jing-song. Critical pulling velocity and its effect factors during continuous unidirectional solidification[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 1998, 20(6): 550-555.
- [12] Melo M L N M, Rizzo E M S, Santos R G. Predicting dendrite arm spacing and their effect on microporosity formation in directionally solidified Al-Cu alloy[J]. Journal of Materials Science, 2005, 40: 1599-1609.
- [13] Ares A E, Caram R, Schvezov C E. The effect of solidification parameters on dendrite spacing in unidirectional solidification[C]// TMS Annual Meeting. USA: Minerals, Metals and Materials Society, 2004: 751-765.
- [14] Seol D J, Oh K H, Cho J W, Lee J E, Yoon U S. Phase-field modeling of the thermo-mechanical properties of carbon steels[J]. Acta Materialia, 2002, 50(9): 2259-2268.
- [15] 马颖, 郝远, 阎峰云, 刘洪军. 热型连铸铝镁合金定向凝固线材的组织分析[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(2): 221-226.  
MA Ying, HAO Yuan, YAN Feng-yun, LIU Hong-jun. Microstructure analysis of ZA alloy rod directionally solidified by heated mold continuous casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(2): 221-226.
- [16] Whitesell H S, Overfelt R A. Influence of solidification variables on the microstructure, macrosegregation, and porosity of directionally solidified Mar-M247[J]. Mater Sci Eng A, 2001, A318(1/2): 264-276.
- [17] Lin X, Huang W, Feng J, Li T, Zhou Y. History-dependent selection of primary cellular/dendritic spacing during unidirectional solidification in aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 1999, 47(11): 3271-3280.
- [18] LIN Xin, LI Yan-min, LIU Zheng-xia, LI Tao, HUANG Wei-dong. Self-consistent modeling of morphology evolution during unidirectional solidification[J]. Science and Technology of Advanced Materials, 2001, 2(1): 293-296.

(编辑 陈爱华)