

# Al 基难混溶合金快速定向凝固研究 \*

## I. 固 / 液界面的影响

何 杰 赵九洲 王晓峰 张钦霞 李海丽 陈桂云

(中国科学院金属研究所, 沈阳 110016)

**摘 要** 分析了难混溶合金凝固过程中作用在凝固界面前沿液滴上的力, 建立了液滴与凝固界面相互作用行为的动力学判据. 结合实验, 探讨了固 / 液界面与液滴间相互作用对 Al-Bi 基难混溶合金凝固组织演变的影响. 结果表明, 在界面排斥和 Marangoni 力共同作用下, 较小尺寸的富 Bi 液滴被凝固界面排斥并富积在凝固界面前沿. 当凝固界面为枝晶 / 胞状晶时, 临界尺寸的富 Bi 液滴与界面发生部分捕获, 凝固后形成“蝌蚪”型的富 Bi 粒子; 尺寸较小的富 Bi 液滴被捕获在枝晶 / 胞状晶间, 凝固后富 Bi 粒子分布于晶界和三叉角处.

**关键词** Al 基难混溶合金, 定向凝固, 固 / 液界面, 排斥 / 吞并 / 捕获, 组织演变

**中图分类号** TG146, TG224 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2007)06-0561-06

## INVESTIGATION OF RAPID DIRECTIONAL SOLIDIFICATION OF Al-BASED IMMISCIBLE ALLOYS

### I. Effect of Solid/Liquid Interface

HE Jie, ZHAO Jiuzhou, WANG Xiaofeng, ZHANG Qinxia, LI Haili, CHEN Guiyun

Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: HE Jie, Tel: (024)23971905, E-mail: jiehe@imr.ac.cn

Supported by Major International (Regional) Joint Research Project (No.50620130095), National Natural Science Foundation of China (Nos.50671111 and 50371092) and Natural Science Foundation of Liaoning Province of China (No.20052011)

Manuscript received 2006-11-09, in revised form 2007-01-29

**ABSTRACT** The forces acting on the droplet in front of the S/L interface during the solidification of immiscible alloys have been analyzed. The dynamic criterion for the interaction mode between the droplet and solidification interface has been proposed. Combining experiment, the effect of the interaction between the S/L interface and the droplet on the microstructure development in the Al-Bi based immiscible alloy has been discussed. The results indicated that the small Bi-rich droplets were repelled and accumulated in front of the solidification interface due to the combined action of the interfacial repulsion and Marangoni migration. If the interface morphology is dendritic or cellular, the Bi-rich droplets with critical size are partially entrapped by the interface and form tadpole-type particles, while, the smaller Bi-rich droplets will be entrapped in the interdendrite and the Bi-rich particles distribute at the grain boundaries and the triple junctions after solidification.

**KEY WORDS** Al base immiscible alloy, directional solidification, solid/liquid interface, repulsion/engulfment/entrapment, microstructure development

凝固界面与粒子间的相互作用是一种在生物医学、建

筑工程和材料科学等领域较为普遍的现象<sup>[1-3]</sup>. 尤其是在金属材料制备方面, 如钢铁冶金连铸过程中, 凝固界面前沿的夹杂物有可能被固 / 液界面排斥, 也有可能被凝固界面所吞并而保留在固相中<sup>[4]</sup>; 用铸造法制备金属基复合材料的过程中, 增强粒子可能被凝固界面吞并而进入固相, 也可能被排斥导致粒子在基体金属固相中分布不均匀<sup>[2,3]</sup>. 此外, 初步研究表明<sup>[5-7]</sup>, 难混溶合金凝固过程中液滴与固 / 液界面间也存在相互作用. 当成分为  $C_0$  的

\* 重大国际 (地区) 合作研究项目 50620130095、国家自然科学基金基金项目 50671111 和 50371092 以及辽宁省自然科学基金项目 20052011 资助

收到初稿日期: 2006-11-09, 收到修改稿日期: 2007-01-29

作者简介: 何 杰, 男, 1976 年生, 助理研究员, 博士

单相合金熔体冷却到液态组元不混溶区后,液-液相变始于液滴的形核,见示意图 1.形成的液核在过饱和的基体熔体中通过溶质扩散长大.当基体开始凝固时,界面前沿的液滴将被固/液界面排斥或者吞并.上述三种材料的制备过程中,凝固界面与粒子间的相互作用行为一定程度上决定了粒子在基体固相中的分布,从而影响材料的最终组织与性能.从国内外的相关报导来看,人们对金属基复合材料制备过程中固/液界面前沿粒子行为作了大量研究<sup>[8,9]</sup>.然而,凝固界面与液滴间相互作用及其对难混溶合金凝固组织演变影响的研究甚少.为此,本文将分析难混溶合金凝固过程中作用在固/液界面前沿液滴上的力,建立液滴与界面相互作用行为的动力学判据.理论与实验进行对比分析,揭示 Al-Bi 基难混溶合金定向凝固过程中固/液界面与富 Bi 液滴间的相互作用行为对凝固组织演变的影响,从而进一步丰富了对难混溶合金凝固过程的认识.

### 1 固/液界面前沿少量相液滴的受力

难混溶合金定向凝固过程中,凝固界面前沿液滴主要受到 4 个力的作用,如图 1 所示.

#### (1) Marangoni 力

在温度梯度作用下,凝固界面前沿的液滴为了降低界面能,液滴表层从温度较高的一端向温度较低一端转移,形成 Marangoni 对流.作用在液滴上的 Marangoni 力表示为<sup>[10,11]</sup>

$$F_M = -\frac{4\pi\eta_m\kappa_m r^2}{(\eta_m + \eta_\beta)(2\kappa_m + \kappa_\beta)} \cdot \frac{\partial\sigma_{L_1/L_2}}{\partial T} \cdot \nabla T \quad (1)$$

其中

$$\frac{\partial\sigma_{L_1/L_2}}{\partial T} = -\delta \cdot \sigma_0 \cdot \frac{1}{T_c} \cdot \left(1 - \frac{T}{T_c}\right)^{\delta-1} \quad (2)$$

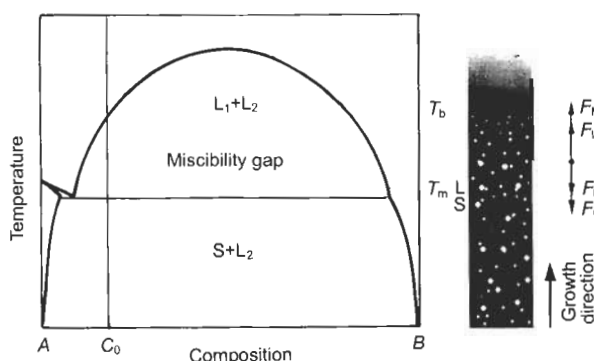


图 1 难混溶合金示意相图及定向凝固过程中固/液界面前沿液滴受力示意图

Fig.1 Schematic phase diagram and representation of the forces acting on a droplet in the vicinity of the S/L interface during the directional solidification of immiscible alloy ( $F_M$  is Marangoni force,  $F_G$  gravity force,  $F_D$  drag force,  $F_I$  repulsive force)

式中,  $r$  是少量相液滴的半径,  $\sigma_{L_1/L_2}$  是两液相间的界面能,  $T$  和  $\Delta T$  分别是温度和凝固界面前沿的温度梯度,  $\kappa_m$  和  $\kappa_\beta$  分别是基体液相和液滴的导热系数,  $\eta_m$  和  $\eta_\beta$  分别是基体液相和液滴的粘度,  $\sigma_0$  是由实验给定的常数,  $T_c$  和  $\delta$  分别是临界温度和临界指数<sup>[11]</sup>.

#### (2) 净重力

液-液相变生成的两液相通常具有较大的密度差  $\Delta\rho$ , 在重力场中液滴将下沉或上浮.作用在液滴上的净重力表示为

$$F_G = \frac{\pi}{6} D^3 \Delta\rho \cdot g \quad (3)$$

式中,  $D$  和  $g$  分别是液滴直径和重力加速度.

#### (3) 界面排斥力

通常,液滴/固相间的界面能  $\sigma_{\beta-S}$  与液滴/基体液相间的界面能  $\sigma_{\beta-L}$  (即  $\sigma_{L_1/L_2}$ ) 存在较大差别,所以液滴与固/液界面靠近时将产生相互作用力. Stefanescu 等人推导了作用在凝固界面前液滴上的界面力并表示为<sup>[2,12,13]</sup>

$$F_I = 128\pi\Delta\sigma \left(\frac{a_0}{a_0 + d}\right)^n \cdot \frac{r^3 R_I^3 (R_I + r + d)}{(d + 2r)^2 (d + 2R_I)^2 (d + 2R_I + 2r)^2} \quad (4)$$

式中,  $\Delta\sigma = \sigma_{\beta-S} - \sigma_{\beta-L}$ ,  $a_0$  是合金熔体原子直径,  $R_I$  是凝固界面的半径,  $n$  是一个在 2 到 7 间的正整数,此处取 2.从式 (4) 可知,当  $\Delta\sigma > 0$  时,界面力表现为排斥力;当  $\Delta\sigma < 0$  时,该力表现为吸引力.难混溶合金实际凝固过程中,凝固界面与液滴间的相互作用一般表现为界面排斥力.

#### (4) 拖拽力

单个液滴被凝固界面排斥时,液滴与凝固界面间基体液相厚度增大,基体熔体不断向间隙内填充,并产生作用于液滴的粘滞拖拽力<sup>[14,15]</sup>

$$F_D = 6\pi\eta_m U \cdot \left(\frac{2/3 + \bar{\eta}}{1 + \bar{\eta}}\right) \cdot \left(1 + \frac{9}{8} \cdot \frac{2/3 + \bar{\eta}}{1 + \bar{\eta}} \cdot \frac{r}{d}\right) \cdot \left(\frac{r R_I}{R_I + r}\right)^2 \quad (5)$$

式中,  $\bar{\eta} = \eta_\beta/\eta_m$ ,  $U$  是液滴的运动速度.

以凝固方向为正,难混溶合金定向凝固过程中作用在液滴上的合力可以表示为

$$F_{net} = F_M + F_I - F_G - F_D \quad (6)$$

当合力为正时,液滴将会被固/液界面排斥;当合力为负时,液滴被固相吞并;合力为零时,液滴处于平衡态,其运动速度最大.

### 2 定向凝固实验

对 Al-7%Bi-3%Cu(质量分数)三元难混溶合金开展

定向凝固实验. 试样开始以 2 mm/s 生长速度定向凝固, 然后迅速在液态金属中淬火. 以 2 mm/s 的定向凝固组织和固 / 液界面前沿的淬火组织, 如图 2a 和 b 所示. 与固 / 液界面后方固相相比, 凝固界面前沿富 Bi 粒子的尺寸较小、数量密度较大. 定量分析结果表明, 以 2 mm/s 的定向凝固组织中, 富 Bi 粒子直径主要在 48 到 150  $\mu\text{m}$  范围内, 其体积分数为 2.05%; 在固 / 液界面前沿 Bi 粒子直径主要在 6 到 63  $\mu\text{m}$  范围内, 其体积分数为 2.39%, 如图 3 所示. 可见, 在凝固界面前沿存在富 Bi 液滴富积的现象, 这与文献 [6] 具有相似的结果.

### 3 实验结果与讨论

图 4 给出了 Al-Bi 基难混溶合金实际定向凝固过程中固 / 液界面前沿富 Bi 液滴所受的作用力. 可见, 当富 Bi 液滴与固 / 液界面间基体液相厚度  $d$  为 1  $\mu\text{m}$  时, 作用在液滴上的各个力均随着富 Bi 液滴尺寸的增大而增大. 当富 Bi 液滴直径为 60  $\mu\text{m}$  时, Marangoni 力和净重力大小相等. 作用在液滴上的合力随着液滴尺寸的增大, 先增大而后减小, 如图 4 所示. 直径小于 57  $\mu\text{m}$  的富 Bi 液滴, 所受合力为正; 直径大于 57  $\mu\text{m}$  的富 Bi 液

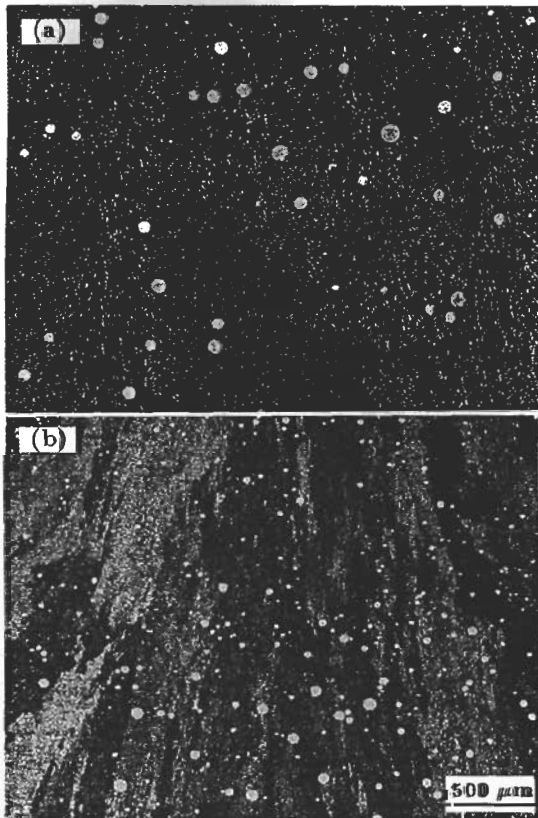


图 2 定向生长速度为 2 mm/s 时 Al-7%Bi-3%Cu 合金的固 / 液界面后方定向凝固组织和界面前沿淬火组织

Fig.2 Microstructures of Al-7%Bi-3%Cu alloy directionally solidified at a growth rate of 2 mm/s (a) solidified microstructure behind the S/L interface (b) quenched microstructure in front of the S/L interface

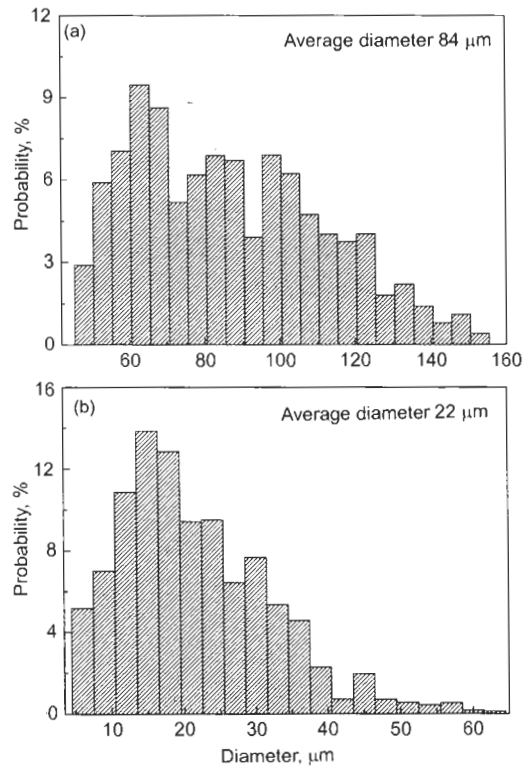


图 3 定向生长速度为 2 mm/s 时 Al-7%Bi-3%Cu 合金的固 / 液界面后方组织和界面前沿淬火组织中富 Bi 粒子的尺寸分布

Fig.3 The size distributions of Bi-rich particles behind the S/L interface (a) and in front of the S/L interface (b) during Al-7%Bi-3%Cu alloy directionally solidification at a growth rate of 2 mm/s

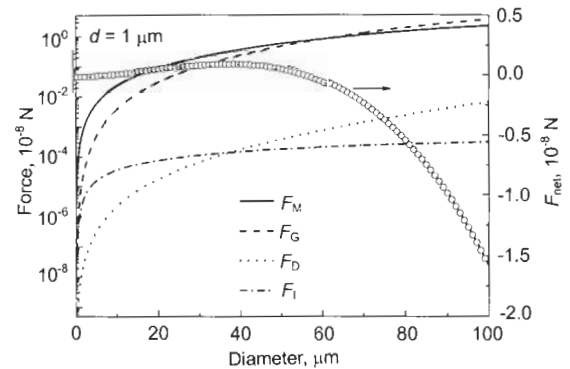


图 4 当富 Bi 液滴与凝固界面间基体液相厚度为 1  $\mu\text{m}$ 、界面前沿的温度梯度为 10 K/mm、凝固界面半径为 10  $\mu\text{m}$  时, 作用在液滴的力  $F_M$ 、 $F_G$ 、 $F_D$  和  $F_I$  及其合力  $F_{net}$  随富 Bi 液滴直径变化的曲线关系

Fig.4 The relationship curves between the calculated forces  $F_M$ ,  $F_G$ ,  $F_D$ ,  $F_I$ ,  $F_{net}$  acting on the Bi-rich droplet and its diameter when the gap thickness  $d$  between the solidification interface and the droplet, the temperature gradient  $\Delta T$  and the interfacial radius  $R_I$  are 1  $\mu\text{m}$ , 10 K/mm and 10  $\mu\text{m}$ , respectively

滴, 所受合力为负. 图 5 给出了作用在直径为 20 μm 富 Bi 液滴上的界面排斥力和拖拽力随基体液相厚度  $d$  的变化关系. 可见, 随着凝固界面曲率的增大, 界面排斥力减小, 而粘滞拖拽力增大. 界面排斥与拖拽力相平衡的基体液相厚度  $d$ , 随着固 / 液界面曲率的增大而减小. 当富 Bi 液滴逐渐靠近凝固界面时, 所受的界面排斥力在上述 4 个中占主导, 它控制富 Bi 液滴运动行为.

Coupard 等 [16] 认为, 在凝固过程中固 / 液界面与粒子间的相互作用行为与导热系数相关. 如果满足式 (7), 则粒子将被凝固界面排斥.

$$\kappa_{\beta} / \kappa_m < 1 \tag{7}$$

随后, Zubko 等 [17] 对式 (7) 进行了修正, 认为如果满足式 (8), 则粒子将被固 / 液界面排斥.

$$(\kappa_{\beta} \rho_{\beta} c_p^{\beta} / \kappa_m \rho_m c_p^m)^{1/2} < 1 \tag{8}$$

式中,  $\rho$  与  $c_p$  分别为相应物相 ( $\beta, m$ ) 密度与比热容.

对于 Al-Bi 基合金,  $\kappa_{\beta} / \kappa_m = 0.065$ ,  $(\kappa_{\beta} \rho_{\beta} c_p^{\beta} / \kappa_m \rho_m c_p^m)^{1/2} = 0.19$ . 根据式 (7) 和 (8) 热力学判据, 合金定向凝固过程中富 Bi 液滴被固 / 液界面排斥. 但实验结果表明, 固 / 液界面前沿并非所有的富 Bi 液滴都被界面排斥. 液滴是否被界面排斥与凝固界面生长速度和富 Bi 液滴的尺寸有关. 这里在 Marangoni 力与净重力大小相当的条件, 考虑凝固界面与液滴间的相互作用行为. 当界面排斥力与拖拽力达到平衡时, 液滴与固 / 液界面间基体液相厚度  $d$  保持不变, 液滴的运动速度与固 / 液界面的生长速度相等, 并将此速度定义为临界速度  $U_c$ . 根据 Shangguan 等人 [18] 的推导方法, 此处临界速度可表示

为 [19]

$$U_c = \frac{2}{3} \frac{a_0 \kappa_m}{\kappa_{\beta} \eta_m r} (\sigma_{\beta-s} - \sigma_{\beta-l}) \left( \frac{\eta_m + \eta_{\beta}}{2\eta_m + 3\eta_{\beta}} \right)^2 \tag{9}$$

式 (9) 为液滴与凝固界面相互作用行为的动力学判据. 对给定尺寸的液滴, 如果凝固界面的生长速度大于临界速度, 则液滴被固相吞并; 否则, 液滴被凝固界面排斥. 图 6 给出了 Al 基固相吞并富 Bi 液滴所需的固 / 液界面临界生长速度. 可见, 临界速度随着富 Bi 液滴尺寸的增大而减小. 如果凝固界面的生长速度为 2 mm/s, 直径大于 55 μm 的富 Bi 液滴将会被固相吞并, 而直径小于 55 μm 的富 Bi 液滴将会被固 / 液界面排斥. 因此, 以 2 mm/s 速度定向凝固时, 凝固界面前沿的富 Bi 液滴直径应小于 55 μm, 而固 / 液界面后方固相中的富 Bi 粒子的直径应大于 55 μm. 这说明理论预测结果与实验结果 (见图 3) 吻合较好. 综合上面的分析可知, 难混溶合金定向凝固过程中, 富 Bi 液滴富积于固 / 液界面前沿 (见图 2), 是凝固界面与液滴间相互排斥和富 Bi 液滴本身 Marangoni 迁移共同作用的结果.

图 7 给出了凝固速度为 2 mm/s 时 Al-5%B i-3%Si 和 Al-5%B i-5%Cu 合金定向凝固组织. 研究发现, 特别是合金试样达到稳态凝固的中间段, 直径为 50—60 μm 的富 Bi 粒子长有富 Bi 相“尾巴”, 形成了“蝌蚪”型的富 Bi 相组织, 如图 7 所示. 图 8 给出了定向凝固过程中直径为 55 μm 的富 Bi 液滴所受的作用力. 可见, Marangoni 力与净重力大小几乎相等, 该尺寸的富 Bi 液滴的合力由界面排斥力与拖拽力决定. 在稳态凝固条件下, 直径为 55 μm 富 Bi 液滴既不会被凝固界面排斥也不会被固相吞并 (见图 6), 固 / 液界面与液滴间的基体液相厚度保持不变, 液滴的运动速度与凝固界面的生长速度相等. 但液滴在运动过程中仍然通过溶质扩散继续长大. 直径为 55 μm

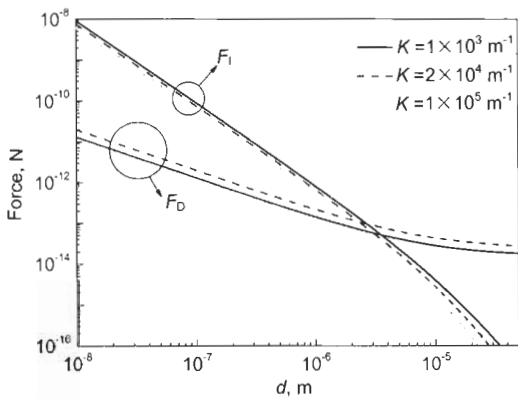


图 5 凝固界面曲率不同时作用在直径为 20 μm 富 Bi 液滴上的拖拽力和界面排斥力随液滴与凝固界面间基体液相厚度变化的关系曲线

Fig.5 The relationship curves between the repulsive and drag forces acting on the Bi-rich droplet of 20 μm in diameter and the gap thickness between the droplet and the solid/liquid interface when the solidification interface curvature  $K$  is different

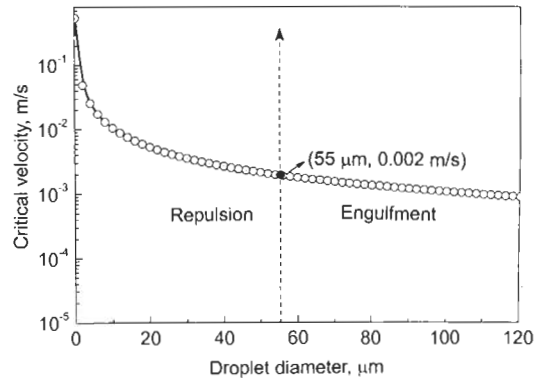


图 6 富 Bi 液滴被凝固界面吞并的临界速度与液滴直径间的关系

Fig.6 Calculated critical velocity for a droplet engulfed versus the Bi-rich droplet diameter

的富 Bi 液滴在长大过程中，凝固界面与液滴相互作用由平衡转向吞并反应。Al-5%B<sub>i</sub>-3%Si 与 Al-5%B<sub>i</sub>-5%Cu 合金定向凝固时，表现出树枝晶 / 胞状晶凝固界面。直径略大于 55 μm (标记为 55<sup>+</sup> μm) 的富 Bi 液滴与枝晶凝

固界面间发生部分捕获，如示意图 9 所示。分析认为，液滴与界面发生部分捕获反应过程中，在压力作用下，同时存在富 Bi 液相向糊状区域渗过过程，即 Darcy 现象<sup>[20]</sup>。富 Bi 液滴与枝晶间的部分捕获反应使球形液滴的直径减小 (标记为 55<sup>-</sup> μm)，于是作用在液滴上的 Marangoni 力在 4 个力中开始占主导。直径为 55<sup>-</sup> μm 的液滴所受合力为正，并再次远离固 / 液界面向上运动。但是此时固 / 液界面的生长速度比富 Bi 液滴的运动速度要大，富 Bi 液滴向上运动一小段距离后，最终被固相吞并。因此，定向凝固速度为 2 mm/s 时，Al-5%B<sub>i</sub>-3%Si 与 Al-5%B<sub>i</sub>-5%Cu 合金组织中，直径为 (55±5) μm 的富 Bi 粒子带有富 Bi 相尾巴。

Al-5%B<sub>i</sub>-3%Si 和 Al-5%B<sub>i</sub>-5%Cu 合金以生长速度 2 mm/s 定向凝固时，直径大于临界尺寸 (55±5) μm 的富 Bi 液滴所受合力为负，直接被固相吞并；而直径小于临界尺寸且由液 - 液相变生成的富 Bi 液滴，将被枝晶排斥并且逐渐推向枝晶间区域 (如示意图 9)。随着枝晶的

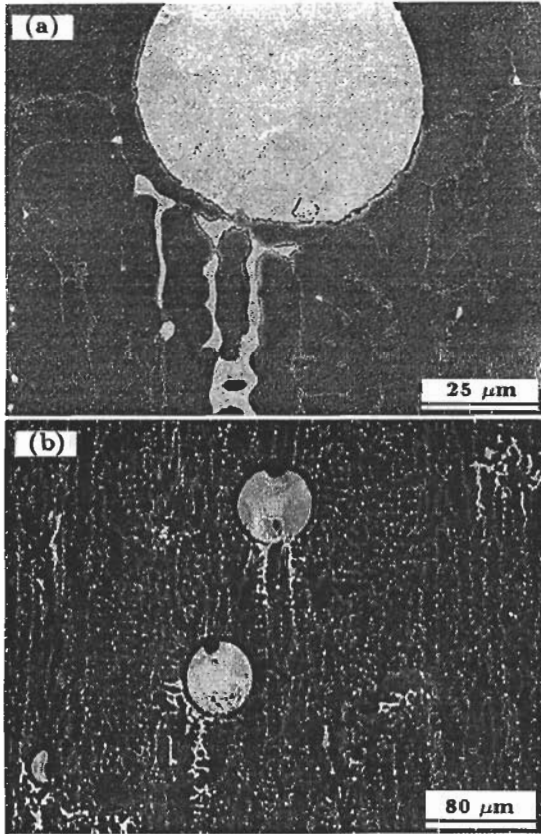


图 7 凝固速度为 2 mm/s 时 Al-5%B<sub>i</sub>-3%Si 和 Al-5%B<sub>i</sub>-5%Cu 合金定向凝固组织

Fig.7 Morphologies of tadpole-type Bi rich particles in Al-5%B<sub>i</sub>-3%Si (a) and Al-5%B<sub>i</sub>-5%Cu (b) alloys directionally solidified at a rate of 2 mm/s

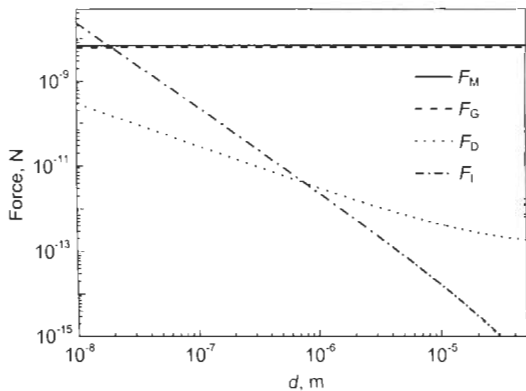


图 8 凝固界面曲率为 10<sup>5</sup> m<sup>-1</sup> 时作用在直径为 55 μm 富 Bi 液滴上的力随液滴与凝固界面间基体液相厚度变化的关系曲线

Fig.8 The relationship curve between the calculated forces acting on the Bi-rich sphere of 55 μm in diameter and the gap thickness between the droplet and the solid/liquid interface

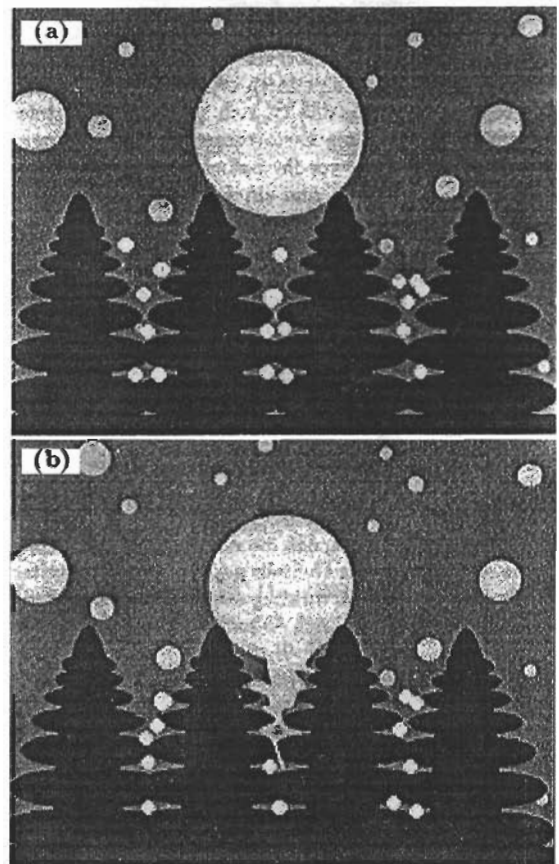


图 9 枝晶界面与液滴间相互作用过程的示意图

Fig.9 Schematic interaction between the dendritic interface and the droplets

- (a) droplets were repelled by the interface and grew by solute diffusion during moving
- (b) droplets were partially entrapped by the dendrite and the size-reduced droplet migrated again due to the Marangoni force

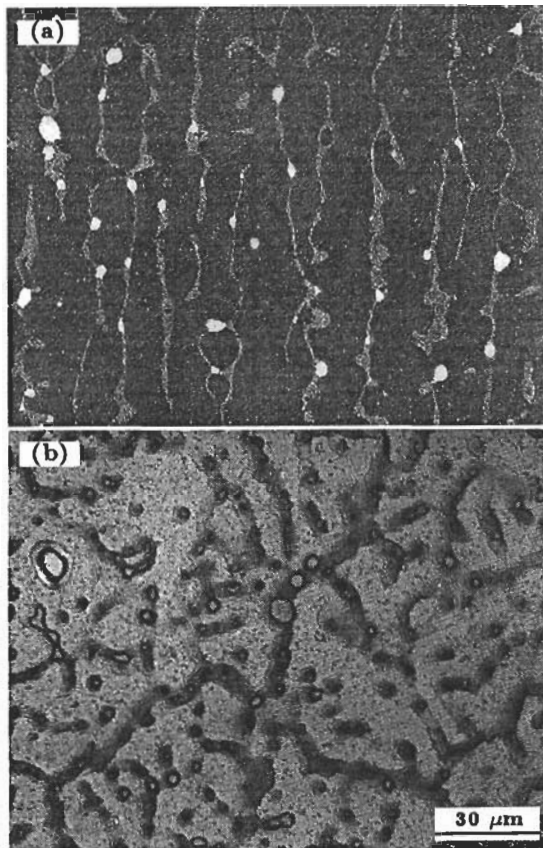


图 10 凝固速度为 2 mm/s 时三元难混溶合金定向凝固试样的显微组织

Fig.10 Cross sectional microstructures parallel (a) and vertical (b) to solidification direction of ternary immiscible alloys directionally solidified at a rate of 2 mm/s  
(a) Al-5%Bi-3%Si alloy  
(b) Al-5%Bi-5%Cu alloy

生长, 富 Bi 液滴被捕获在胞状树枝晶间或二次枝晶臂间. 图 10 给出了 Al-5%Bi-3%Si 合金试样的轴向 (平行于凝固方向) 和 Al-5%Bi-5%Cu 合金试样的径向 (垂直于凝固方向) 显微组织. 可见, 这些小于临界尺寸的富 Bi 液滴捕获在胞状树枝晶或二次枝晶臂间. 凝固后富 Bi 粒子分布于晶界和三叉晶界交角处, 如图 10 所示.

#### 4 结论

(1) 建立了凝固界面与液滴间相互作用方式的动力学判据, 计算了固 / 液界面前沿液滴被固相吞并所需的凝固界面临界生长速度; 临界生长速度随着液滴尺寸的增大而

减小.

(2) Al-Bi 基难混溶合金定向凝固过程中, 在凝固界面排斥和 Marangoni 力共同作用下, 尺寸较小的富 Bi 液滴被界面排斥并且富积在固 / 液界面前沿.

(3) 当凝固界面为树枝晶或胞状晶时, 临界尺寸的富 Bi 液滴与界面发生部分捕获, 凝固后形成“蝌蚪”型的富 Bi 粒子; 尺寸较小的富 Bi 液滴被捕获在枝晶或胞状晶间, 凝固后富 Bi 粒子分布于晶界和三叉交角处.

#### 参考文献

- [1] Körber C, Rau G, Cosman M D, Cravalho E G. *J Cryst Growth*, 1985; 72: 649
- [2] Stefanescu D M, Dhindaw B K, Ahuja S. *Metall Trans*, 1988; 19A: 2847
- [3] Juretzko F R, Dhindaw B K, Stefanescu D M, Sen S, Currier P A. *Metall Trans*, 1998; 29A: 1691
- [4] Kennedy A R, Clyne T W. *Cast Met*, 1991; 4: 160
- [5] He J, Zhao J Z, Ratke L. *Acta Mater*, 2006; 54: 1749
- [6] He J, Zhao J Z, Wang X F, Gao L L. *Metall Mater Trans*, 2005; 36A: 2449
- [7] He J, Zhao J Z. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 407  
(何杰, 赵九洲. 金属学报, 2005; 41: 407)
- [8] Zhong Y B, Ren Z M, Sun Q X, Jiang Z W, Deng K, Xu K D. *Acta Metall Sin*, 2003; 39: 1269  
(钟云波, 任忠鸣, 孙秋霞, 江志文, 邓康, 徐匡迪. 金属学报, 2003; 39: 1269)
- [9] Asthana R, Tewari S N. *J Mater Sci*, 1993; 28: 5414
- [10] Monti R, Savino R, Alterio G. *Acta Astronaut*, 2002; 51: 789
- [11] Kaptay G. *Mater Sci Forum*, 2006; 508: 269
- [12] Uhlmann D R, Chalmers B, Jackson K A. *J Appl Phys*, 1964; 35: 2986
- [13] Kim J M, Rohatgi P K. *Mater Sci Eng*, 1998; A244: 168
- [14] Beshkov V N, Radoev B P, Ivanov I B. *Int J Multiphase Flow*, 1978; 4: 563
- [15] Dutta B, Surappa M K. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1329
- [16] Coupard D, Girot F, Quenisset J M. *J Mater Sci*, 1996; 31: 5305
- [17] Zubko A M, Lobanov V G, Nikonova V V. *Soviet Phys Crystallogr*, 1973; 18: 239
- [18] Shangguan D, Ahuja S, Stefanescu D M. *Metall Trans*, 1992; A23: 669
- [19] He J. *PhD Dissertation*, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, 2006  
(何杰. 中国科学院金属研究所博士学位论文, 沈阳, 2006)
- [20] Geiger G H, Poirier D R. *Transport Phenomena in Metallurgy*. London: Addison-Wesley, 1973