

Pb-Bi 包晶合金定向凝固相和组织选择

胡小武¹, 闫洪¹, 陈文静², 李双明³, 傅恒志³

(1. 南昌大学 机电工程学院, 南昌 330031; 2. 西北工业大学 理学院, 西安 710072;
3. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

摘要: 针对 Pb-Bi 包晶合金中高速及低速定向凝固, 利用最高界面生长温度判据以及充分形核和成分过冷准则, 对 Pb-Bi 包晶合金定向凝固中初生 α 和包晶 β 两相的相互竞争规律进行预测。计算结果表明: 在中高速凝固段, 与 Pb-26%Bi、Pb-28%Bi、Pb-30%Bi 和 Pb-34%Bi(质量分数)合金对应的 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的临界生长速度分别为 20、14、8.5 和 2 mm/s; 在低速凝固段, 合金的相选择图分为 8 个生长区, 其中包括两相分别以单相生长区及两相混合生长区。利用该相选择图, 结合温度梯度与凝固速度比值(G/V)及合金原始成分(C_0)可预测相选择规律及组织形态。

关键词: Pb-Bi 合金; 包晶合金; 定向凝固; 相选择

中图分类号: TG111.4; TG113.12

文献标志码: A

Phase and microstructure selection in directional solidification of Pb-Bi peritectic alloys

HU Xiao-wu¹, YAN Hong¹, CHEN Wen-jing², LI Shuang-ming³, FU Heng-zhi³

(1. School of Mechanical-Electrical Engineering, Nanchang University, Nanchang 330031, China;
2. School of Science, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;
3. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Based on the directional solidification of Pb-Bi peritectic alloys with moderate or high and low growth velocities, the competition between the primary α and peritectic β phases was predicted by using the highest interface growth temperature criterion and the nucleation and constitutional undercooling criterion, respectively. The calculated results show that the critical growth velocities for $\alpha \rightarrow \beta$ transition under moderate/high growth velocities are 20, 14, 8.5 and 2 mm/s for Pb-26%Bi, Pb-28%Bi, Pb-30%Bi and Pb-34%Bi (mass fraction) alloys, respectively. For the low growth velocities, the phase selection map is divided into 8 growth zones including the single phase growth zone and the growth zone of two phases mixed. The phase selection and microstructure morphology can be predicted by using the phase selection map combined with solidification rate ratio (G/V) and initial content of the alloy (C_0).

Key words: Pb-Bi alloy; peritectic alloy; directional solidification; phase selection

包晶合金涵盖一些非常重要的结构材料和功能材料, 包括 Ti-Al 金属间化合物结构材料^[1-3]、Fe-Cr-Ni 不锈钢^[4-5]、Nd-Fe-B 磁性材料^[6-7]以及高温超导材料 YBCO 等^[8-9]。包晶合金凝固过程中的相选择及其组织演化受很多条件的影响, 包括合金成分 C_0 、凝固界面温度梯度 G 和生长速度 V 等因素, 涉及到相关相和

组织的热力学和动力学因素及其相互之间的竞争。通过凝固形成的稳定相或亚稳相以不同的界面形态生长, 可以形成丰富多彩的微观组织^[10]。

KUBIN 和 ESTRIN^[11]及 CAROLI 等^[12]提出定向凝固中特定组织的生长界面在温度场内所处的位置决定这种组织的重要性, 界面温度较高的相和形态在

生长中占据主导地位,这就构成了最高界面生长温度判据的主要内容。基于最高界面生长温度判据, FREDRIKSSON^[13]、GILL 和 KURZ^[14]及 UMEDA 等^[15]对定向凝固条件下稳定相及亚稳相之间的界面竞争进行了分析, VANDYOUSSEFI 等^[16]将其用于中高速条件下 Fe-Ni 包晶合金定向凝固中的相选择分析。

HUNZIKER 等^[17]提出,在接近成分过冷形核条件下,应采用成分过冷判据预测包晶合金定向凝固中相和界面形态的选择。这个判据的主要依据如下:包晶合金凝固过程中的相转变由界面前沿的形核和生长条件决定;当生长固-液界面前沿第二相形核并覆盖初生相、占据固-液界面前沿液相区,从而阻碍初生相的进一步生长时,界面将发生由初生相向包晶相的转变。由于这个判据考虑了形核与成分过冷两方面的因素,人们也将其称为 NCU 判据。但是,这个判据仅仅考虑了形核作为控制因素的情况,缺乏对生长竞争的明确描述。

为了全面考虑生长和形核两方面因素对包晶合金定向凝固相和组织选择的影响,本文作者利用最高界面生长温度和 NCU 判据分别预测 Pb-Bi 包晶合金 (Pb-26%Bi、Pb-28%Bi、Pb-30%Bi、Pb-34%Bi,质量分数)定向凝固中高速及低速凝固段初生 α 和包晶 β 两相的竞争过程及微观组织选择。

1 最高界面生长温度判据

在具有两相或多相的合金凝固过程中,各相之间存在两种竞争方式,即形核竞争和生长竞争。在定向凝固中,形核基底的存在显著减小了两相所需的形核过冷度,因而在一般的定向凝固条件下,各相均可以沿生长方向延续形成连续的基底,而不需要重新形核,因此,在定向凝固过程中形核竞争对相选择的影响相对较弱,通常认为,最终的相组成主要取决于不同相之间的生长竞争。基于此,根据最高界面生长温度判据来预测相的选择,即具有最高界面温度的相或组织,在动力学上是最稳定的。最高界面生长温度判据在预测相和组织的形成时进行了如下3个假设^[18]:1)形核过冷度很小时,凝固组织的选择与形核无关,仅受生长控制;2)各相竞争生长时,它们之间的相互作用可以忽略;3)可以应用稳态生长理论。

与单相合金或共晶合金相比,包晶合金的凝固具有如下特征:初生相和包晶相的液相线斜率符号相同,一旦某个相优先生长,其凝固过程中释放的潜热对另一相的生长起阻碍作用,且其在生长过程中排出

的过剩溶质也会抑制另一相的继续生长,这些都加剧了两相之间的生长竞争,使占据靠前位置的相具有生长优势,而另一相的生长被抑制。为了简化包晶合金定向凝固中两相界面生长温度的计算,首先对包晶生长中两相分别以单相生长时的情况进行分析,考虑包晶凝固两相呈单相生长时的界面温度,分别计算包晶反应两相在给定成分及温度梯度条件下分别以单相凝固时的界面响应函数。然后,应用最高生长温度判据,比较各相在同等生长条件下的界面温度,在定向凝固条件下,界面的温度梯度为正,所以,界面温度较高的相处于领先地位,即为领先相。在包晶合金体系中,包晶相的溶质分凝系数总是大于初生相的溶质分凝系数,从而导致包晶相在定向凝固过程中排出的溶质量较少,随着凝固速度的增加,其温度-凝固速度($T-V$)曲线的变化较为平缓。当凝固速度达到某一临界值时,两相的 $T-V$ 曲线将相交,此时包晶相的界面温度高于初生稳定相的界面温度,从而成为领先相并优先生长^[1]。应该指出的是,在预测包晶合金定向凝固组织时,界面响应函数(IRF)和最高界面生长温度判据的理论基础尚存在如下不足之处:1)在界面生长温度的计算中仅考虑单相生长,忽略不同相之间的相互影响可能产生误差;2)当单相合金达到平界面稳态生长时,界面处液相和固相的成分将分别为 C_0/k 和 C_0 ,而在包晶合金定向凝固中,单相平界面的稳态生长很难达到^[19]。虽然如此,但目前利用最高界面生长温度判据对某些包晶合金凝固的相和组织选择问题已进行了充分的研究,发现预测结果与实验结果吻合较好。

1.1 界面生长温度的计算

采用成分过冷判据对定向凝固界面的稳定性进行考察,以临界失稳速度为界,将考察的速度范围分为两个区间:1)初生相及包晶相均以平界面生长的低速段;2)两相以胞状或枝晶形态生长的中高速段。

1.1.1 低速平界面生长的界面温度

低速段的界面温度可直接由对应成分下的固相线温度决定。平界面的界面生长温度可表示为^[15]

$$T_{\text{plane}} = T_p + (C_l^* - C_L) m_i^{\alpha/\beta} \quad (1)$$

$$C_l^* = \frac{C_0}{k} \quad (2)$$

式中: T_p 为包晶反应温度; C_l^* 为界面处液相成分; α 、 β 分别对应初生 α 相和包晶 β 相; C_0 为合金的原始成分; C_L 为包晶反应温度处的液相成分; k 为分凝系数; m 为液相线斜率。

1.1.2 中高速枝晶或胞晶形态生长的界面温度

当定向凝固组织以枝晶形态生长时,枝晶尖端的

生长温度可表示为^[20]

$$T_d = T_L - \Delta T \quad (3)$$

式中: T_L 为合金的液相线温度, 且

$$T_L = T_p - m(C_0 - C_p) \quad (4)$$

ΔT 为枝晶尖端过冷度, 包括成分过冷度 ΔT_c 和曲率过冷度 ΔT_r , C_p 为包晶反应温度处的包晶成分。

$$\Delta T = \Delta T_c + \Delta T_r \quad (5)$$

通常, 曲率过冷度 ΔT_r 很小, 其数量级为 0.01~0.1 K, 所以可以忽略。当溶质 Peclet 数 ($P_e = VR/(2D)$, V 为枝晶尖端生长速度, R 为枝晶尖端半径, D 为溶质扩散系数) 较小时, 枝晶尖端的成分过冷度可表示为^[15]

$$\Delta T_c = m(C_0 - C_1^*) \approx -mC_0\Omega(1-k) \quad (6)$$

式中: 过饱和度 $\Omega = 2P_e$, 所以

$$\Delta T_c = -mC_0(1-k)RV/D \quad (7)$$

式中: R 为枝晶尖端半径, 可表示为^[15]

$$R = \left[\frac{\Gamma D}{-mC_0(1-k)\sigma^* V} \right]^{1/2} \quad (8)$$

式中: Γ 为 Gibbs-Thomson 系数; D 为溶质扩散系数; $\sigma^* = 1/(4\pi^2)$ 。因此,

$$\Delta T_c = [-mC_0(1-k)V/D] \left[\frac{\Gamma D}{-mC_0(1-k)\sigma^* V} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (9)$$

整理得到:

$$\Delta T_c = \left[\frac{-mC_0(1-k)\Gamma V}{\sigma^* D} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (10)$$

由以上公式可得到初生 α 与包晶 β 相以枝晶形态生长时尖端温度为

$$T_d^i = T_p - m_i(C_0 - C_p) - \Delta T_c^i \quad (i=\alpha, \beta) \quad (11)$$

两相以胞状生长时, 其界面温度应加入温度梯度 G 的影响^[15]:

$$T_{d/c}^i = T_d^i - GD/V \quad (12)$$

1.2 相选择

图 1 所示为利用界面响应函数计算公式及表 1 中

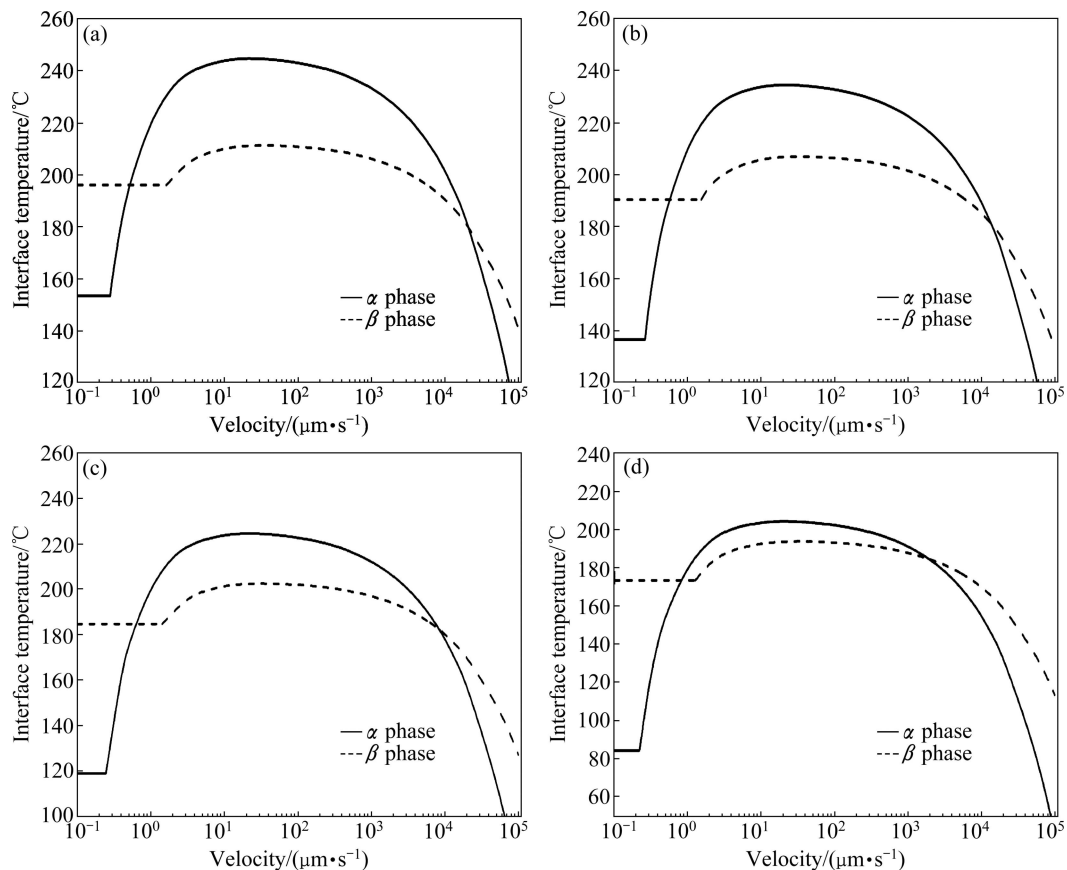


图 1 $G=20$ K/mm 时不同成分 Pb-Bi 包晶合金两相以单相生长时的界面响应函数

Fig. 1 Interface response functions for two phases in solidification of Pb-Bi alloys with different Bi contents at $G=20$ K/mm:

(a) Pb-26%Bi; (b) Pb-28%Bi; (c) Pb-30%Bi; (d) Pb-34%Bi

表 1 Pb-Bi 合金的物性参数^[21-23]

Parameter	Value
T_p , Peritectic temperature/ $^{\circ}\text{C}$	187
C_{α} , Composition of α phase at $T_p/\%$	22.1
C_{β} , Composition of β phase at $T_p/\%$	29.2
C_L , Composition of L phase at $T_p/\%$	38.2
m_{α} , α -liquidus slope/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\%)$	-5.01
m_{β} , β -liquidus slope/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\%)$	-2.17
k_{α} , Distribution coefficient of α phase	0.579
k_{β} , Distribution coefficient of β phase	0.764
Γ , Gibbs-Thomson coefficient/ $(\text{m}\cdot\text{K})$	1.3×10^{-7}
D , Diffusion coefficient in liquid/ $(\text{cm}^2\cdot\text{s}^{-1})$	1.3×10^{-5}

的物性参数计算的不同成分 Pb-Bi 合金(Pb-26%Bi、Pb-28%Bi、Pb-30%Bi 及 Pb-34%Bi, 质量分数)的初生 α 相及包晶 β 相的界面生长温度随凝固速度的变化曲线。各曲线均表示不同成分合金的包晶凝固两相以单相生长时的界面响应函数。比较两相的界面温度曲线, 发现在整个凝固速度区间, 两界面温度曲线始终有两个交点, 两交点的横坐标值分别对应 β 相转变为 α 相的临界凝固速度及 α 相转变为 β 相的临界凝固速度。在低速条件下, β 相以平界面形式生长, 且稳态组织应该只有平界面生长的包晶 β 相。仔细比较图 1(a)~(d)可知, 随着 Bi 含量的增加, 平界面 β 相向胞状 α 相转变的凝固速度逐渐增大, 而 α 相枝晶向 β 相枝晶转变的凝固速度逐渐减小。

由图 1 中的界面响应函数, 可得到 α 和 β 两相由平界面形态转变为胞状形态的界面温度 $T_{p/c}^{\alpha}$ 和 $T_{p/c}^{\beta}$ 、两相的最高界面温度 $T_{\max}^{\alpha}$ 和 $T_{\max}^{\beta}$ 及 α 相向 β 相转变时的界面生长温度 $T_{\alpha/\beta}$, 各值的变化如图 2 所示。从图 2 可以看出, $T_{p/c}^{\alpha}$ 、 $T_{p/c}^{\beta}$ 、 $T_{\max}^{\alpha}$ 和 $T_{\max}^{\beta}$ 均随合金中 Bi 含量的增加逐渐降低。

图 3 所示为高速定向凝固条件下由 α 枝晶转变为 β 枝晶的临界凝固速度随合金成分的变化规律。从图 3 可看出: 随着合金中 Bi 成分的增加, 两相转变的临界凝固速度逐渐减小。与 Pb-26%Bi、Pb-28%Bi、Pb-30%Bi 和 Pb-34%Bi 合金对应的高速两相转变的临界速度分别为 20、14、8.5 和 2 mm/s。综上所述, 在整个凝固速度区间, α 相优先生长的凝固速度区间随合金中 Bi 成分的增加而逐渐减小。

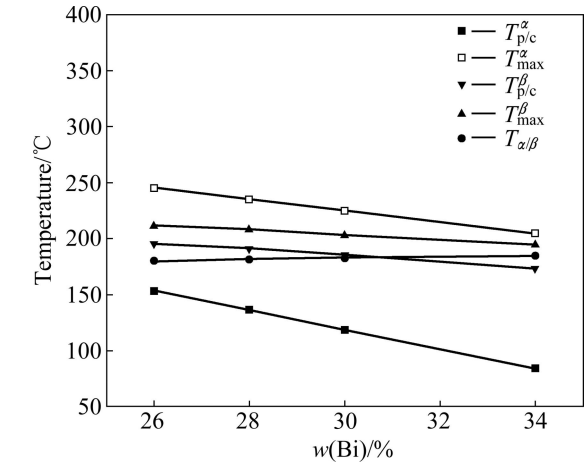


图 2 初生 α 和包晶 β 两相界面温度特征值与合金成分的关系

Fig. 2 Relationship between characteristic values of interface temperature of α and β phases and alloy compositions

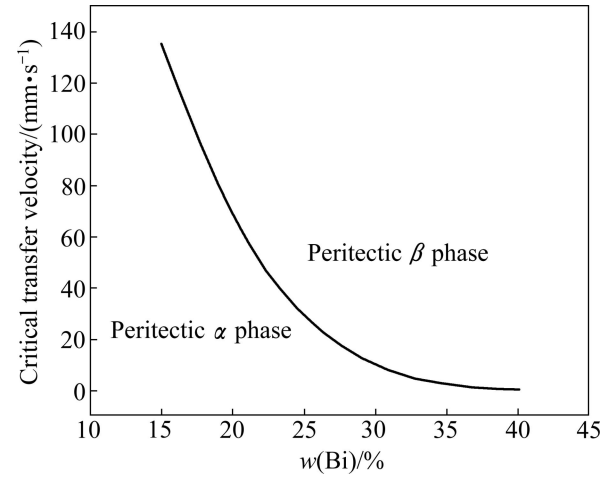


图 3 $G=20\text{ K/mm}$ 时由最高界面生长温度判据预测的 α 枝晶向 β 枝晶转变的临界凝固速度

Fig. 3 Predicted critical transition solidification velocity from α -dendrite to β -dendrite with different compositions at $G=20\text{ K/mm}$

2 充分形核和成分过冷准则

由于界面响应函数理论更适应于预测胞/枝界面相和组织的竞争生长, 但在低速平界面或浅胞界面生长时包晶合金定向凝固过程中的相选择规律并不能用最高界面生长温度判据来判断。对于包晶体系, 在凝固界面向前推进的过程中, 界面前沿不断排出溶质, 在界面前沿形成溶质富集层。当富集层内液相线温度低于体系实际温度时, 就会出现成分过冷区, 这不仅

导致平界面的失稳,而且还可能导致同一相或新相的形核^[24]。HUNZIKER 等^[17]提出了一个平/胞界面形态下相选择的模型,即充分形核和成分过冷准则(Nucleation and constitutional undercooling,简称NCU准则)。根据NCU判据,可得出Pb-Bi合金在低凝固速度条件下的相选择图。为了简化计算,本研究中确定Pb-Bi合金两相的形核过冷度分别为 $\Delta T_n^\alpha=10\text{ K}$ 和 $\Delta T_n^\beta=2\text{ K}$ 。

2.1 初生 α 相生长

当初生 α 相作为单相以低速平界面生长时,根据成分过冷判据,满足条件:

$$\frac{G}{V} \geq \frac{-m_\alpha[C_L - C_0 + \frac{m_\alpha^s}{m_\alpha} \cdot (C_0 - C_\alpha)]}{D} \quad (13)$$

式中: m_α^s 为 α 相的固相线斜率; C_α 为包晶反应温度处 α 相的溶质成分。利用式(13)在Pb-Bi合金相选择图中得到如图4中 α 相的平界面生长的临界线1,即 G/V 值处于线1上部时, α 相将以平界面生长,反之将以胞状或枝晶形态生长。

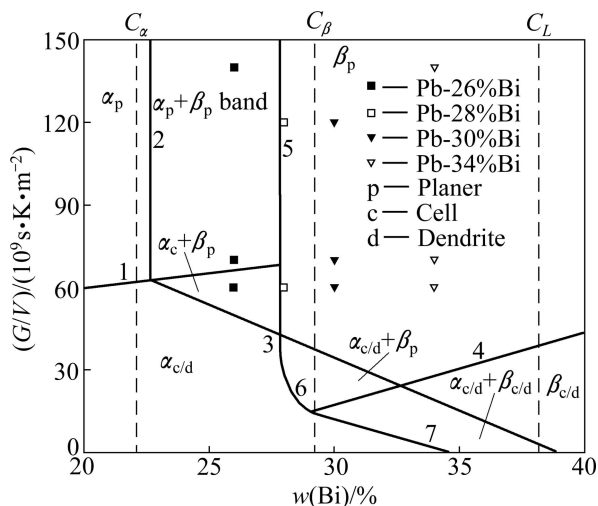


图4 $\Delta T_n^\alpha=10\text{ K}$ 和 $\Delta T_n^\beta=2\text{ K}$ 时利用NCU准则获得的Pb-Bi合金低速定向凝固相选择图

Fig. 4 Predicted phase/microstructure selection map assuming $\Delta T_n^\alpha=10\text{ K}$ and $\Delta T_n^\beta=2\text{ K}$ for α and β phases, respectively, at low growth velocity during directional solidification of Pb-Bi alloys

当 α 相和 β 相以平界面生长时,固-液界面前沿液相中将分别出现溶质富集层,继而产生对 β 相和 α 相的成分过冷,但最大过冷度出现的位置不同: α 相固-液界面前沿液相中对于 β 相的最大过冷度位于固-

液界面上; β 相固-液界面前沿液相中对于 α 相的最大过冷度则位于固-液界面前沿一定距离处。所以,当 α 相稳定生长时,只需考虑固-液界面上的 β 相形核及生长情况。根据以上分析, α 相稳定生长的临界条件为 α 相界面温度(T_α^i)大于固-液界面上 β 相的液相线温度(T_β^l)与 β 相形核过冷度之差,即

$$T_\alpha^i(C_0) > T_\beta^l(C_{\text{int}}) - \Delta T_n^\beta \quad (14)$$

式中: C_{int} 为固-液界面上的液相成分; ΔT_n^β 为 β 相的形核过冷度,整理得到:

$$C_0 < C_\alpha - \frac{m_\alpha \Delta T_n^\beta}{m_\alpha^s(m_\alpha - m_\beta)} \quad (15)$$

式(15)为 α 相以平界面生长时界面前沿不出现 β 相形核的临界合金成分,如图4中的线2所示。所以,在线2的左侧 α 相将以平界面生长。

当 α 相以胞状形态生长时,其固-液界面前沿不出现 β 相形核生长的条件为 α 相固-液界面温度大于 β 相的液相线温度与其形核过冷度之差,即

$$T_\alpha^i(C_0) - \frac{GD}{V} > T_\beta^l(C_{\text{int}}) - \Delta T_n^\beta \quad (16)$$

其中: T_α^i 为 α 相的液相线温度。此时,固-液界面液相成分 $C_{\text{int}} = C_0 + \frac{GD}{mV}$ 。

$$\frac{G}{V} < \frac{m_\alpha}{D} (C_0 - C_L + \frac{\Delta T_n^\beta}{m_\alpha - m_\beta}) \quad (17)$$

利用式(17)得到图4中的线3,在线1以下和线3左侧 α 相将以胞晶形态生长,线1、2和3确定了Pb-Bi合金中 α 相以平界面和胞状界面稳定生长时与凝固参数 G/V 之间的关系。

2.2 包晶 β 相生长

根据成分过冷理论,得到包晶 β 相以平界面生长的临界条件为

$$\frac{G}{V} \geq \frac{-m_\beta[C_L - C_0 + \frac{m_\beta^s}{m_\beta} (C_0 - C_p)]}{D} \quad (18)$$

其中: m_β^s 为 β 相的固相线斜率。通过式(18)得到图4中的线4,在线4上侧 β 相以平界面形态生长,相反,在线4下侧时则以胞状或枝晶形态生长。根据HUNZIKER等^[17]的分析,在包晶 β 相生长时,其固-液界面前沿相对于初生 α 相的最大形核过冷度出现在

界面前沿一定距离 Z , 故要使包晶 β 相固-液界面前沿不出现初生 α 相形核生长的临界条件为

$$T(Z) > T_1^\alpha(C(Z)) - \Delta T_n^\alpha \quad (19)$$

利用 NCU 准则分别获得了 β 相以平面状(式(21)和(22))和胞(式(23)和(24))形态生长时的临界条件:

$$\frac{G}{V} \geq -\frac{m_\alpha \Delta C}{D_L} \quad (20)$$

$$C_0 > C_p - \frac{m_\beta \Delta T_n^\alpha}{m_\beta^s(m_\beta - m_\alpha)} \quad (21)$$

$$C_0 =$$

$$\frac{x(m_\alpha C_1 - m_\beta^s C_p + \Delta T_n^\alpha) - m_\alpha [1 + \ln(x)](C_1 - C_p \frac{m_\beta^s}{m_\beta})}{x(m_\alpha - m_\beta^s) - m_\alpha [1 + \ln(x)](1 - \frac{m_\beta^s}{m_\beta})} \quad (22)$$

$$\frac{G}{V} > \frac{-m_\alpha [C_1 - C_0 + \frac{m_\beta^s}{m_\beta} (C_0 - C_p)]}{D_L x} \quad (23)$$

$$\frac{G}{V} > \frac{(m_\alpha - m_\beta)(C_0 - C_1) - \Delta T_n^\alpha}{D_L \ln(\frac{m_\alpha}{m_\beta})} \quad (24)$$

式(22)中的 $x \in [1, m_\alpha/m_\beta]$, 根据以上公式, 分别得到了包晶 β 相平界面和胞界面稳定生长时的临界条件, 如图4中的线5、6和7所示。

图4被划分为8个区, 分别是: α 相平界面单相生长区(α_p); α 相胞/枝晶单相生长区($\alpha_{c/d}$); 平界面 α 和 β 相垂直于生长方向交替生长的带状组织区($\alpha_p + \beta_p$); 胞状 α 和平界面 β 相交替生长的带状组织区($\alpha_c + \beta_p$); 胞/枝晶 α 和平界面 β 相沿生长方向共生长组织区($\alpha_{c/d} + \beta_p$); 胞/枝晶 α 和胞/枝晶 β 沿生长方向共生长组织区($\alpha_{c/d} + \beta_{c/d}$); β 相平界面单相生长区(β_p); β 相胞/枝晶单相生长区($\beta_{c/d}$)。利用图4, 根据不同的定向凝固参数, 即温度梯度与凝固速度的比值(G/V), 结合合金的原始成分(C_0)就可预测相选择规律及组织形态。图4中的点均为4种合金成分的 Pb-Bi 包晶合金的实验点, 例如, Pb-30%Bi 合金在温度梯度 $G=35$ K/mm、生长速度 $V=0.5$ $\mu\text{m/s}$ 条件下, 此时的 G/V 值达到了 7×10^{10} K·s/m²。根据图4预测, 最终得到的稳态组织应为平界面生长的 β 单相组织。本研究实验结果如图5所示。图5中的微观组织演化过程为平界面生长的单相 $\alpha \rightarrow \alpha + \beta$ 相互竞争 $\rightarrow$ 平界面生长的单相 β , 所以, 最终的稳态组织为平界面生长的 β 单相组织, 与预测结果吻合。

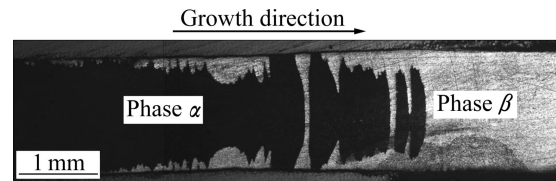


图5 $G=35$ K/mm 和 $V=0.5$ $\mu\text{m/s}$ 时 Pb-30%Bi 包晶合金的定向凝固微观组织

Fig. 5 Microstructure of directionally solidified Pb-30%Bi peritectic alloy at $G=35$ K/mm and $V=0.5$ $\mu\text{m/s}$

3 结论

1) 在单相凝固的界面响应函数计算模型的基础上, 应用最高界面生长温度判据, 比较两相的生长优势, 对 Pb-Bi 包晶凝固的相选择进行了初步预测, 发现在高速段 α 和 β 两相转变的临界生长速度随合金中 Bi 成分的增加逐渐减小, 与 Pb-26%Bi、Pb-28%Bi、Pb-30%Bi 和 Pb-34%Bi 合金对应的 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的临界速度分别为 20、14、8.5 和 2 mm/s。

2) 采用 NCU 模型计算获得了 Pb-Bi 包晶合金的相选择图, 图中分为 8 个生长区, 其中包含了两相分别以单相的生长区及两相混合生长区。根据不同的定向凝固参数, 即温度梯度与凝固速度的比值(G/V), 结合合金的原始成分(C_0)就可预测相选择规律及组织形态。

REFERENCES

- [1] 傅恒志, 郭景杰, 苏彦庆, 刘林, 徐达鸣, 李金山. TiAl 金属间化合物的定向凝固和晶向控制[J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(4): 797-810.
FU Heng-zhi, GUO Jing-jie, SU Yan-qing, LIU Lin, XU Da-ming, LI Jin-shan. Directional solidification and lamellar orientation control of TiAl intermetallics [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2003, 13(4): 797-810.
- [2] 傅恒志, 李新中, 刘畅, 苏彦庆, 李双明, 郭景杰. Ti-Al 包晶合金定向凝固及组织选择[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(4): 495-505.
FU Heng-zhi, LI Xin-zhong, LIU Chang, SU Yan-qing, LI Shuang-ming, GUO Jing-jie. Directional solidification and microstructure selection for Ti-Al peritectic alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(4): 495-505.
- [3] SU Y Q, LIU C, LI X Z, GUO J J, LI B S, JIA J, FU H Z. Microstructure selection during the directionally peritectic

- solidification of Ti-Al binary system [J]. *Intermetallics*, 2005, 13: 267–274.
- [4] FUKUMOTO S, KURZ W. The δ to γ transition in Fe-Cr-Ni alloys during laser treatment [J]. *ISIJ International*, 1998, 38: 454–460.
- [5] FUKUMOTO S, KURZ W. Solidification phase and microstructure selection maps for Fe-Cr-Ni alloys [J]. *ISIJ International*, 1999, 39: 1270–1279.
- [6] ZHONG H, LI S M, LÜ H Y, LIU L, ZOU G R, FU H Z. Microstructure evolution of peritectic $\text{Nd}_{14}\text{Fe}_{79}\text{B}_7$ alloy during directional solidification [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2008, 310: 3366–3371.
- [7] ZHONG H, LI S M, LIU L, LÜ H Y, ZOU G R, FU H Z. Secondary dendrite arm coarsening and peritectic reaction in NdFeB alloys [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2009, 311: 420–424.
- [8] HUANG X M, UDA S, YAO X, KOH S. In situ observation of crystal growth process of YBCO superconductive oxide with an external electric field [J]. *Journal of Crystal Growth*, 2006, 294: 420–426.
- [9] DOGAN F. Continuous solidification of $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$ by isothermal undercooling [J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2005, 25(8): 1355–1358.
- [10] 王 猛, 苏云鹏, 林 鑫, 沈淑娟, 黄卫东. Zn-Cu 包晶合金定向凝固组织演化: II. 相选择的改进分析[J]. *金属学报*, 2003, 39(8): 838–842.
- WANG Meng, SU Yun-peng, LIN Xin, SHEN Shu-juan, HUANG Wei-dong. Microstructure evolution in unidirectionally solidified Zn-Cu peritectic alloy: II. Modification on the analysis [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2003, 39(8): 838–842.
- [11] KUBIN L P, ESTRIN Y. The Portevin-Le Chatelier effect in deformation with constant stress rate [J]. *Acta Metallurgica*, 1985, 33: 397–407.
- [12] CAROLI B, CAROLI C, ROULET B. Interface kinetics and solidification of alloys: A discussion of some phenomenological models [J]. *Acta Metallurgica*, 1986, 34: 1867–1877.
- [13] FREDRIKSSON H. *Metals handbook* [M]. OH: ASM, Metals Park, 1988: 125–140.
- [14] GILL S C, KURZ W. Rapidly solidified Al-Cu alloys: II. Calculation of the microstructure selection map [J]. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1995, 43: 139–151.
- [15] UMEDA T, OKANE T, KURZ W. Phase selection during solidification of peritectic alloys [J]. *Acta Materialia*, 1996, 44: 4209–4216.
- [16] VANDYOUSSEFI M, KERR H W, KURZ W. Two-phase growth in peritectic Fe-Ni alloys [J]. *Acta Materialia*, 2000, 48: 2297–2306.
- [17] HUNZIKER O, VANDYOUSSEFI M, KURZ W. Phase and microstructure selection in peritectic alloys close to the limit of constitutional undercooling [J]. *Acta Materialia*, 1998, 46: 6325–6336.
- [18] KURZ W. Solidification microstructure processing maps: Theory and applications [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2001, 3(7): 443–452.
- [19] KERR H W, KURZ W. Solidification of peritectic alloys [J]. *International Materials Reviews*, 1996, 41(4): 129–164.
- [20] KURZ W, FISHER D J. *Fundamentals of solidification* [M]. 4th ed. Zurich: Trans Tech Publications Ltd, 1998: 239–259.
- [21] LIU S, TRIVEDI R. Effect of thermosolutal convection on microstructure formation in the Pb-Bi peritectic system [J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2006, 37A: 3293–3304.
- [22] LOGRASSO T A, FUH B C, TRIVEDI R. Phase selection during directional solidification of peritectic alloy [J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2005, 36A: 1287–1300.
- [23] KARMA A, RAPPEL W J, FUH B C, TRIVEDI R. Model of banding in diffusive and convective regimes during directional solidification of peritectic systems [J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 1998, 29A: 1457–1470.
- [24] 李新中, 孙 涛, 于彩霞, 苏彦庆, 曹勇智, 郭景杰, 傅恒志. 定向凝固 Ti-(44%-54%)Al 合金的凝固相选择[J]. *金属学报*, 2009, 45(12): 1479–1486.
- LI Xin-zhong, SUN Tao, YU Cai-xia, SU Yan-qing, CAO Yong-zhi, GUO Jing-jie, FU Heng-zhi. Solidification phase selection in directionally solidified Ti-(44%-54%) alloys [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(12): 1479–1486.

(编辑 陈卫萍)