

# 定向凝固包晶合金带状组织的形成机制及相选择\*

## I. 带状组织的形成机制

李新中 郭景杰 苏彦庆 吴士平 傅恒志

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

**摘 要** 对定向凝固包晶合金在不同生长条件下, 初生相和包晶相分别作为单相和充分形核相以低速平界面生长时, 从初始到稳态的整个过渡区间, 两相在界面及界面前沿液相中的溶质分布进行了分析. 利用充分形核假设和成分过冷准则以及相稳定生长的最高界面温度判据, 分析了初始过渡区内可能发生的第二相形核转变, 确定了形成带状组织的成分条件. 考虑到相生长的历史相关性, 将带状组织区分为周期性带状组织区和单一带状组织区, 更能够对实验现象进行合理的解释. 对 Ti-Al 合金的计算结果与理论分析一致.

**关键词** 包晶合金, 定向凝固, 带状组织

中图法分类号 TG111.4, TG132.32 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2005)06-0593-06

## FORMATION MECHANISM OF BAND STRUCTURE AND PHASE SELECTION DURING DIRECTIONAL SOLIDIFICATION OF PERITECTIC ALLOYS

### I. Formation Mechanism of Band Structure

LI Xinzhong, GUO Jingjie, SU Yanqing, WU Shiping, FU Hengzhi

School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001 .

Correspondent: LI Xinzhong, Tel: (0451)86418815, E-mail: uniquelxz@hit.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50395102)

Manuscript received 2004-09-15, in revised form 2005-02-17

**ABSTRACT** Solute compositional distributions at and ahead of the solid-liquid interfaces are analyzed during the plane-front growth for both the primary and peritectic phases as single phase and nucleation phase for peritectic alloys directionally solidified at low growth rates from initial transient to steady state. Taking the nucleation and compositional undercooling criterion and assuming that the maximum interface growth temperature of phase growth is more stability during the directional solidification, the nucleation transitions during the transient period are investigated and compositional range of band structure formation is determined. Considering the history-dependant growths of a phase, the band structure can be differentiated as cycling band and single band structure, which can explain the experimental phenomena appropriately. The calculated results for Ti-Al alloy are identical with the theoretical analyses.

**KEY WORDS** peritectic alloy, directional solidification, band structure

### 符 号 说 明

$D_1$  液相溶质扩散系数,  $m^2/s$

$D_1^\alpha, D_1^\beta$   $\alpha$  和  $\beta$  液相溶质扩散系数,  $m^2/s$

$G$  温度梯度,  $K/m$

$k_0$  溶质平衡分配系数

$k_\alpha, k_\beta$   $\alpha$  和  $\beta$  相溶质平衡分配系数

$m_1^\alpha, m_1^\beta$   $\alpha$  和  $\beta$  相液相线斜率,  $K/(\text{atomic fraction, \%})$

$T_i^\alpha, T_i^\beta$   $\alpha$  和  $\beta$  相的界面温度,  $K$

$T_1^\alpha, T_1^\beta$   $\alpha$  和  $\beta$  液相的温度,  $K$

$T_p$  包晶反应温度,  $K$

$v$  生长速度,  $m/s$

$X$  与液-固界面的距离,  $m$

$x_1^l(z), x_1^s(z)$  某相作为单相生长凝固长度为  $z$  时, 界面处的固相和液相成分 (原子分数, %)

$x_1^{l,\alpha}(z), x_1^{s,\beta}(z)$   $\alpha$  和  $\beta$  相作为形核相生长凝固长度

\* 国家自然科学基金 50395102 和黑龙江省杰出青年基金资助项目

收到初稿日期: 2004-09-15, 收到修改稿日期: 2005-02-17

作者简介: 李新中, 男, 1979 年生, 博士生

	为 $z$ 时, 界面处的固相和液相成分 (原子分数, %)
$x_{i,\alpha}^l(z), x_{i,\beta}^s(z)$	$\alpha$ 和 $\beta$ 相作为单相生长凝固长度为 $z$ 时, 界面处的固相和液相成分 (原子分数, %)
$x_l(X)$	距离界面 $X$ 处的液相溶质分布 (原子分数, %)
$x_{p\alpha}, x_{p\beta}, x_p$	包晶反应温度处初生相、包晶相和液相成分 (原子分数, %)
$x_0$	初始成分 (原子分数, %)
$\Delta T_\alpha, \Delta T_\beta$	$\alpha$ 和 $\beta$ 相形核的临界过冷度, K

包晶合金是应用非常广泛的工程合金, 如 Fe-C, Fe-Ni, Ti-Al 和 Cu-Zn 等. Co-Sm-Cu 和 Nd-Fe-B 等磁性材料及  $YBa_2Cu_3O_y$  超导体的制备也往往是通过包晶反应来实现的, 因此包晶合金的凝固引起了人们的极大关注.

随着定向凝固技术在包晶合金的应用, 人们在定向生长的包晶合金中发现了许多异常的组织, 典型的是在高的温度梯度与生长速度比值 ( $G/v$ ) 条件下, 初生相和包晶相沿着与固-液界面平行的方向周期性交替生长, 形成的带状组织. 这种组织在 Sn-Cd, Pb-Bi, Zn-Cu 和 Fe-Ni 等<sup>[1-4]</sup> 包晶合金的定向凝固实验中均曾发现. Boettinger<sup>[1]</sup> 首先利用成分过冷原理对这种组织做出定性解释. Trivedi<sup>[5]</sup> 在无对流只有液相扩散的条件下提出了包晶合金低速平界面定向凝固带状组织的模型, 如图 1 所示, 并指出形成低速带状组织的成分应在亚包晶成分范围内. 但近年的一些实验结果表明<sup>[6-8]</sup>, 在过包晶成分之间也能形成带状结构, 只是带状结构呈现多样性且不完整, 重复性较差<sup>[9]</sup>, 实验常观察到的是包晶相在初始过渡区内初生相的界面前沿形核后, 以平界面生长并直接进入稳态, 形成不再发生初生相形核的单一带状组织 (single band) 即  $\alpha\beta$ <sup>[10,11]</sup>. 李双明等<sup>[9]</sup> 借助 Hunziker 等<sup>[12]</sup>

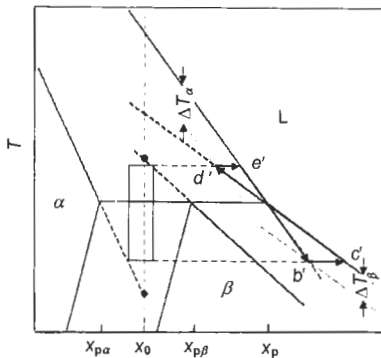


图 1 典型包晶合金相图及 Trivedi 模型<sup>[5]</sup> 带状组织形成的成分窗和带状环

Fig.1 Typical phase diagram for peritectic alloys and the schematic illustration of the band structure formation showing the composition window and banding cycle by Trivedi model<sup>[5]</sup>

的分析方法对包晶合金低速平界面凝固前沿尚没有确立稳态成分分布的情况进行分析, 表明在初始过渡区内发生第二相的形核转变是形成带状组织的主要原因, 并给出了从初始过渡到接近稳态出现带状组织的成分区间. 然而, 他们的分析将包晶相形核后界面前沿液相溶质分布特性仍沿用与初生相单相生长界面前沿同样的处理似不合理, 依照这种处理, 液-固界面处的液体对初生相而言将始终处于成分过热状态, 不可能再有初生相在包晶相界面前沿的形核, 也就不会有周期性的带状组织即  $\alpha\beta\alpha\beta\alpha\cdots$  的出现. 本文对初生相和包晶相分别作为单相和充分形核相以低速平界面生长时, 从初始到稳态的整个过渡区间, 两相在界面及界面前沿液相中的溶质分布进行了分析; 利用充分形核和成分过冷准则以及相稳定生长的最高界面温度假设, 对包晶合金的带状组织形成机制进行了分析.

### 1 两相界面及界面前沿液相的溶质分布

对于定向凝固的单相合金, Tiller<sup>[13]</sup> 给出在固相无扩散, 液相中无对流只有扩散的前提下, 初始过渡区内初生相的液相溶质分布. 李双明等<sup>[9]</sup> 在不失精度的情况下做出近似假设, 获得低速平界面凝固界面处的液相溶质分布如下

$$x_i^l(z) = \frac{x_0}{k_0} \left[ 1 - (1 - k_0) \exp\left(\frac{-k_0 v}{D_1} z\right) \right] \quad (1)$$

相应求得界面处的固相成分

$$x_i^s(z) = x_0 \left[ 1 - (1 - k_0) \exp\left(\frac{-k_0 v}{D_1} z\right) \right] \quad (2)$$

溶质在界面处聚集, 并在界面前沿液相中按指数分布衰减, 可表示为

$$x_l(X) = x_0 + [x_i^l(z) - x_0] \exp\left(-\frac{vX}{D_1}\right) \quad (3)$$

对于具有如图 1 所示典型包晶反应的合金, 当  $\alpha$  和  $\beta$  相分别作为单相领先从高温熔体中析出, 并以低速平界面定向生长时, 其固-液界面处液相和固相成分沿着图 1 相应液相线和固相线成分变化, 可用式 (1, 2) 描述. 界面前沿液相中溶质分布可用式 (3) 描述.

图 2 给出了  $\alpha$  相和  $\beta$  相作为单相生长时, 从初始过渡区到稳态, 各自固-液界面处液相、固相的成分和界面前沿液相的溶质分布曲线. 从图可知, 单相生长的初生相和包晶相界面溶质成分均是逐步富集的 (即界面温度的逐步降低), 直至稳态, 因此, 可认为它们生长特性相似.

对于低速定向生长的包晶合金, 要形成两相交替生长的带状组织, 包晶相  $\beta$  和初生相  $\alpha$  必须能在对方界面前沿形核. Trivedi<sup>[5]</sup> 采用与 Tiller 类似的处理方法, 给出了初生相和包晶相在另相界面前沿充分形核后 (即作为充分形核相) 以低速平界面定向生长时, 从初始过渡区到稳态, 界面处的固相和液相的溶质成分可表达为

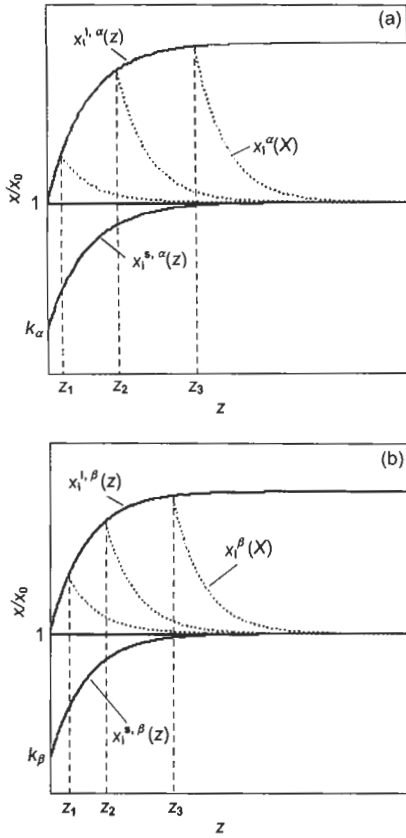


图 2 初生相和包晶相以低速平界面单相生长时初始过渡区内固相和液相的溶质分布曲线

Fig.2 Schematics of solute distributions at and ahead of the solid-liquid interface during the plane-front growth for both primary (a) and peritectic (b) phases as single phase directionally solidified at low growth rates in the transient regime

$$x_{i,\beta}^s(z) = x_0 \left[ 1 - \left( 1 - \frac{x_1^M}{x_0} k_\beta \right) \exp\left(\frac{-k_\beta v}{D_1^\beta} z\right) \right] \quad (4a)$$

$$x_{i,\beta}^l(z) = \frac{x_0}{k_\beta} \left[ 1 - \left( 1 - \frac{x_1^M}{x_0} k_\beta \right) \exp\left(\frac{-k_\beta v}{D_1^\beta} z\right) \right] \quad (4b)$$

$$x_{i,\alpha}^s(z) = x_0 \left[ 1 - \left( 1 - \frac{x_1^m}{x_0} k_\alpha \right) \exp\left(\frac{-k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right) \right] \quad (5a)$$

$$x_{i,\alpha}^l(z) = \frac{x_0}{k_\alpha} \left[ 1 - \left( 1 - \frac{x_1^m}{x_0} k_\alpha \right) \exp\left(\frac{-k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right) \right] \quad (5b)$$

式中

$$x_1^M = x_p \{ 1 + \Delta T_\beta / [x_p(m_1^\beta - m_1^\alpha)] \}$$

$$x_1^m = x_p \{ 1 - \Delta T_\alpha / [x_p(m_1^\beta - m_1^\alpha)] \}$$

两相界面前沿的液相溶质分布亦可以相应地采用式(3)描述。

图 3a 给出了初生相  $\alpha$  作为充分形核相界面从图 1 中  $e'$  点移至  $b'$  点的低速平界面定向生长中, 从初始过渡到稳态, 界面处液、固相的成分和界面前沿液相的溶质分

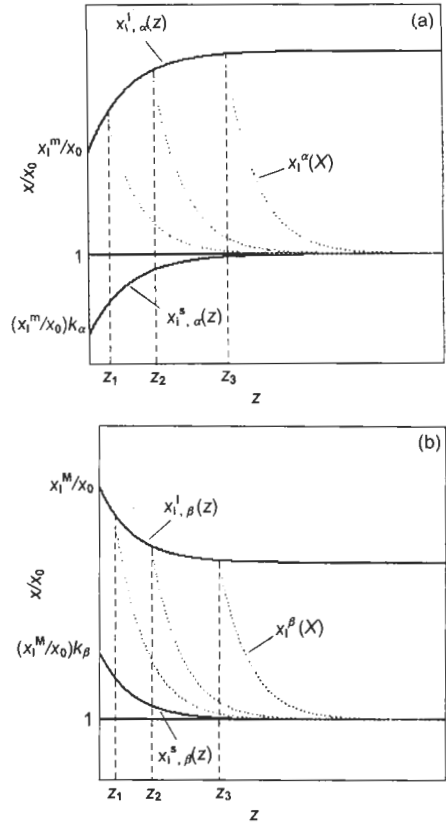


图 3 初生相和包晶相作为充分形核相以低速平界面生长时初始过渡区内固相和液相的溶质分布曲线

Fig.3 Schematic of solute distributions at and ahead of the solid-liquid interface during the plane-front growth for both primary (a) and peritectic (b) phases as nucleation phase directionally solidified at low growth rates in the transient regime

布曲线。从图可以看出, 界面溶质成分是逐步富集的, 虽然与图 2a 起点不一样, 但都是沿着  $\alpha$  液、固相线的降温过程, 可认为与  $\alpha$  相单相生长特性相同。图 3b 反映了  $\beta$  相作为充分形核相界面从图 1 中  $c'$  点移至  $d'$  点的低速平界面定向生长中, 界面溶质成分富集的逐步降低 (即界面温度的升高) 过程。因此, 可以认为与  $\beta$  相单相生长特性相反。

## 2 两相成分过冷及形核分析

根据组成相固-液界面前沿液相中的溶质分布, 可得到相应的液相线温度分布。图 4 给出了初生相  $\alpha$  作为单相领先以低速平界面生长, 且界面液相浓度高于两相液相线相交成分  $x_p$  时, 界面前沿液相中两固相的液相线温度分布及在界面处与  $\alpha$  液相线相切的温度梯度。从图可以看出, 在界面及其前沿包晶相  $\beta$  局部的液相线温度高于该处温度梯度, 存在对包晶相的成分过冷 (见图 4 中阴影部分), 且在界面处成分过冷最大。如果界面处成分过冷达

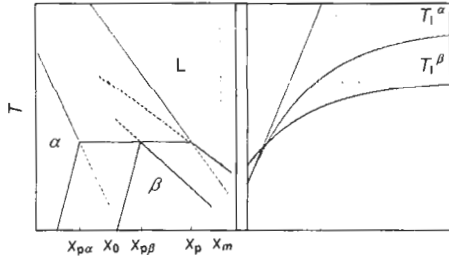


图4 初生相以平界面生长时存在的包晶相成分过冷区示意图

Fig.4 Schematic of compositional undercooling zone of peritectic phase at the plane-front growth of primary phase

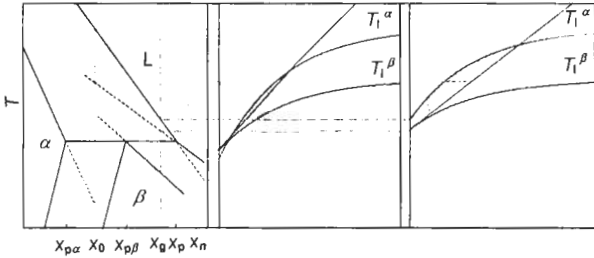


图5 包晶相以平界面生长时存在的初生相成分过冷区示意图

Fig.5 Schematic of compositional undercooling zone of primary phase at the plane-front growth of peritectic phase

到其形核所需过冷度,包晶相β即开始形核.按充分形核假设,包晶相β形核后,迅速覆盖初生相并以低速平界面定向生长.文献[9,12]对包晶相的生长及其前沿成分过冷的分析仍套用初生相生长模式,认为随着包晶相生长,界面液中溶质仍不断富集,超过成分 $x_p$ 达到初生相形核条件后初生相再次形核.并发现包晶相以低速平界面生长时,初生相在界面处于过热状态,只在界面前沿相当距离才存在对初生相的成分过冷,于是认为可以在界面前沿某处形核.本文作者认为,周期性带状组织交替形核要求包晶相生长前沿必须再有初生相的形核,而对包晶相生长,无论在等温或降温生长条件下,都需要高的溶质浓度的支撑,而这是 $x_0$ 成分的亚包晶成分难以满足的.为此,包晶相的生长只能在沿图1中液相线 $c'-d'$ 的升温过程(即液-固界面在定向固中移向高温端)中进行,故包晶相生长前沿随定向凝固的进行只能是溶质富集的逐步降低(如图3b所示).随着包晶相升温生长的进行界面处对初生相的成分过热逐渐减小,生长至包晶温度以上,由于初生相的液相线温度高于包晶相,对初生相的充分过热变为成分过冷,当该成分过冷能够满足初生相形核需要的过冷度时,初生相再次形核,如图5所示.

2.1 从初始过渡至接近稳态,初生相α分别作为单相和充分形核相以低速平界面定向生长时,β相在其界面前沿的形核分析

根据定向凝固中相稳定生长的最高界面温度判据,判

断一相能否稳定生长的条件是:该相凝固界面生长的温度高于其它相.因此,初生相α作为单相领先以低速平界面定向生长,界面处出现β相的形核条件为:α相界面处的生长温度低于β相的临界形核生长温度,即满足

$$T_p - m_1^\alpha x_p + m_1^\alpha x_i^{1,\alpha} < T_p - m_1^\beta x_p + m_1^\beta x_i^{1,\alpha} - \Delta T_\beta \quad (6)$$

式中,  $x_i^{1,\alpha}$  由式(1)相应给出,并代入式(6),简化得

$$(m_1^\beta - m_1^\alpha) \left\{ \frac{x_0}{k_\alpha} \left[ 1 - (1 - k_\alpha) \exp\left(-\frac{k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right) \right] - \frac{x_{p,\alpha}}{k_\alpha} \right\} > \Delta T_\beta \quad (7)$$

由此可获得α相作为单相生长,界面处发生β相形核的条件如下

$$x_0 > \frac{k'_\alpha}{k_\alpha} \left[ x_{p,\alpha} + \frac{k_\alpha \Delta T_\beta}{m_1^\beta - m_1^\alpha} \right] \quad (8)$$

其中

$$k'_\alpha = \frac{k_\alpha}{1 - (1 - k_\alpha) \exp\left(-\frac{k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right)} \quad (9)$$

类似地,可获得α相作为充分形核相以低速平界面定向生长,界面处出现β相形核的条件

$$(m_1^\beta - m_1^\alpha) \left\{ \frac{x_0}{k_\alpha} \left[ 1 - \left(1 - \frac{x_1^m}{x_0} k_\alpha\right) \exp\left(-\frac{k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right) \right] - \frac{x_{p,\alpha}}{k_\alpha} \right\} > \Delta T_\beta \quad (10)$$

简化得

$$x_0 > \frac{x_{p,\alpha} + \frac{k_\alpha \Delta T_\beta}{m_1^\beta - m_1^\alpha} - x_1^m k_\alpha \exp\left(-\frac{k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right)}{1 - \exp\left(-\frac{k_\alpha v}{D_1^\alpha} z\right)} \quad (11)$$

2.2 从初始过渡至接近稳态,包晶相β分别作为单相和充分形核相以低速平界面定向生长时,α相在其界面前沿的形核分析

当包晶相β作为单相领先以低速平界面定向生长时,固-液界面前沿出现α相形核的条件是:β相在界面前沿某处的局部温度要低于α相在该位置形核所需过冷度,即满足

$$T_{1,\beta} < T_{1,\alpha} - \Delta T_\alpha \quad (12)$$

前面分析,α相优先在β相界面前沿形核,令X为离界面的距离,则β相在固-液界面前沿液相中的局部温度<sup>[12]</sup>  $T_{1,\beta} = T_{i,\beta} + GX$ . 另外

$$T_{1,\alpha} = T_p - m_1^\alpha x_p + m_1^\alpha x_i^{1,\beta} \quad (13)$$

$$T_{i,\beta} = T_p - m_1^\beta x_p + m_1^\beta x_i^{1,\beta} \quad (14)$$

式中,  $x_i^{1,\beta}$  和  $x_i^{1,\beta}$  分别由式(2,4)相应给出. 则式(12)可整理为

$$-m_1^\beta x_p + m_1^\beta x_{i,\beta}^{1,\beta} + GX > -m_1^\alpha x_p + m_1^\alpha \left\{ x_0 + (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0) \cdot \exp\left(-\frac{vX}{D_1}\right) \right\} - \Delta T_\alpha \quad (15)$$

取式 (15) 左右两边关于  $X$  的导数相等可确定  $\alpha$  相在  $\beta$  相固-液界面前沿出现最大成分过冷的位置

$$X_0 = \frac{D_1^\beta}{v} \ln \frac{-vm_1^\alpha [x_{i,\beta}^{1,\beta}(z) - x_0]}{GD_1^\beta} \quad (16)$$

分析式 (16), 当  $G/v \geq -(m_1^\alpha/D_1^\beta)(x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0)$  时, 取  $X_0 = 0$ , 即在界面处出现对初生相的最大成分过冷, 代入式 (15), 获得单相生长的  $\beta$  相界面处出现  $\alpha$  相形核的条件为

$$x_0 < \frac{k'_\beta}{k_\beta} \left[ x_{p\beta} - \frac{k_\beta \Delta T_\alpha}{m_1^\beta - m_1^\alpha} \right] \quad (17)$$

其中

$$k'_\beta = \frac{k_\beta}{1 - (1 - k_\beta) \cdot \exp\left(-\frac{k_\beta v}{D_1^\beta} z\right)} \quad (18)$$

当

$$\frac{-m_1^\alpha}{D_1^\beta} (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0) > \frac{G}{v} \geq \frac{-m_1^\beta}{D_1^\beta} (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0)$$

时,  $X_0 > 0$ . 这种情况将在后文阐述.

类似地, 可获得  $\beta$  相作为充分形核相以低速平界面定向生长时, 界面前沿出现  $\alpha$  相形核的条件

$$-m_1^\beta x_p + m_1^\beta x_{i,\beta}^{1,\beta} + GX > -m_1^\alpha x_p + m_1^\alpha \left[ x_0 + (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0) \exp\left(-\frac{vX}{D_1}\right) \right] - \Delta T_\alpha \quad (19)$$

经与上面同样分析处理可以获得:

当

$$G/v \geq -m_1^\alpha/D_1^\beta [x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0]$$

时, 作为充分形核相生长的  $\beta$  相界面处出现  $\alpha$  相形核的条件为

$$x_0 < \frac{x_{p\beta} - \frac{k_\beta \Delta T_\alpha}{m_1^\beta - m_1^\alpha} - x_1^M k_\beta \exp\left(-\frac{k_\beta v}{D_1^\beta} z\right)}{1 - \exp\left(-\frac{k_\beta v}{D_1^\beta} z\right)} \quad (20)$$

对于

$$\frac{-m_1^\alpha}{D_1^\beta} (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0) > \frac{G}{v} \geq \frac{-m_1^\beta}{D_1^\beta} (x_{i,\beta}^{1,\beta} - x_0)$$

的情况, 将在后文阐述.

分析式 (8) 和式 (17), 当凝固距离  $z > 4D_1/(k_0v)$  (即凝固距离大于初始过渡区长度) 时有  $k'_\alpha \rightarrow k_\alpha$  及  $k'_\beta \rightarrow k_\beta$ , 即为 Hunziker 等<sup>[12]</sup> 分析的近稳态情况, 而式 (8) 和式 (17) 不仅隐含了近稳态的情况, 而且还能准确

地描述初始过渡区内即  $z < 4D_1/(k_0v)$ , 初生相和包晶相均作为单相领先以低速平界面定向生长时, 界面上发生第二相形核转变的成分条件<sup>[9]</sup>. 另外, 要形成周期性带状组织, 初生相和包晶相不仅要能在作为单相领先生长的另相界面前沿形核, 而且能在充分形核后生长的另相界面前沿形核, 即既要满足式 (8) 和式 (17), 又满足式 (11) 和式 (20). 文献<sup>[9, 12]</sup> 将形核后生长的相界面前沿液相溶质分布特性仍沿用与该相作为单相生长界面前沿同样的处理, 忽略了相生长的历史相关性, 没有考虑式 (11) 和式 (20), 故不能准确预测前面提到的各种带状组织.

### 3 计算结果与讨论

已知初始过渡区长度  $z$  近似等于  $4D_1/(k_0v)$ <sup>[9]</sup>, 在低速生长条件下, 初始过渡区的长度较大, 因此在初始过渡区内发生第二相形核转变完全可能. 图 6 为 Ti-Al 合金在生长速度为  $0.2 \mu\text{m/s}$ , 初始过渡区内发生第二相转变

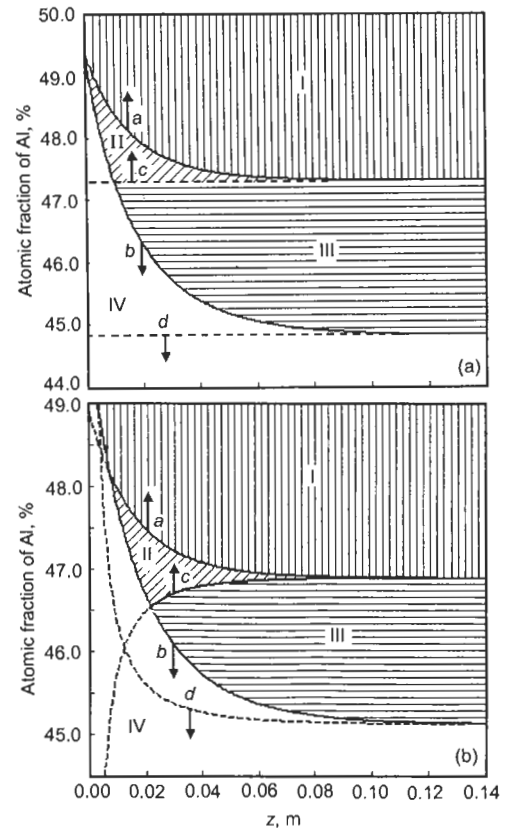


图 6 两相形核过冷度分别为 0 和 2 K 时, Ti-Al 合金初生相和包晶相分别作为单相和充分形核相以低速 ( $0.2 \mu\text{m/s}$ ) 平界面定向生长时界面处发生第二相形核转变的成分分布

Fig. 6 The calculated composition distributions of nucleation transitions which maybe happen in the transient regime for Ti-Al alloy directionally solidified at low growth rate of  $0.2 \mu\text{m/s}$  when nucleation undercooling for both solids are 0 K (a) and 2 K (b) (curves a, b, c and d corresponding to the use of equals, arrows  $\uparrow$  and  $\downarrow$  to the use of greater than and less than in Eqs.(17), (8), (20) and (11), respectively)

时,成分与凝固距离的关系曲线(计算用材料参数来自文献[14]).其中,图6a中两相形核过冷度均为0 K,图6b中形核过冷度均为2 K.图中线a, b, c和d分别对应式(17, 8, 20)和式(11)左右两边取等号时的函数曲线,上、下箭头表示大于或小于,即线a以上初生相不能在单相生长的包晶相界面前沿形核,因此该区为包晶相单相区;线b以下包晶相不能在单相生长的初生相界面前沿形核,因此该区为初生相单相区;线c以上初生相不能在作为充分形核相生长的包晶相界面前沿液相形核;线d以下包晶相不能在作为充分形核相生长的初生相界面前沿形核,由于该区位于线b以下(即在初生相单相区内),包晶相不可能出现,也就不会出现在包晶相界面前沿充分形核的新初生相,所以线d所对应的式(11)可以忽略.

综合起来考虑,可将图6划分为以下4个区域: I区为包晶相单相区; II区为单一带状组织区; III区为周期性带状区; IV区为初生相单相区. II区内初生相可在作为单相生长的包晶相界面前沿形核,但不能在作为充分形核相生长的包晶相界面前沿形核,反映了前面分析的不同历史的包晶相生长性质的差异.因此,该区内若领先生长的相为初生相时,形成:初生相+包晶相;领先生长的相为包晶相,则形成:包晶相+初生相+包晶相的单一带状组织,这种组织在许多低速定向生长的包晶合金实验(如Fe-Ni和Pb-Bi<sup>[10,11]</sup>)中已观察到.

比较图6b与图6a可知,存在两相形核过冷度时,线a同时向右和向下移动;线b则向右和向上移动,且向右移动幅度更大;线c和d则由直线变为曲线,造成形成带状组织所需凝固距离增大,成分区间相应减小.单一带状组织区(即II区)的出现则从无形核过冷度时的整个过包晶成分范围内变为形核过冷度为2 K时部分过包晶和与其相邻的部分亚包晶成分范围.

图6表明,过包晶成分的包晶合金有可能在初始过渡区内发生第二相的形核转变,但由于初生相不能在充分形核后生长的包晶相界面上形核,只能形成单一的带状组织.在存在两相形核过冷度时,接近过包晶成分的部分亚包晶成分出现类似的情况.

#### 4 结论

本文对初生相和包晶相分别作为单相和充分形核相

以低速平界面生长时,从初始到稳态的整个过渡区间,两相在界面及界面前沿液相中的溶质分布进行了分析;利用充分形核和成分过冷准则以及相稳定生长的最高界面温度假设,对包晶合金的带状组织形成机制进行了分析.

(1) 初生相和包晶相分别作为单相和充分形核相以低速平界面定向生长时在初始过渡区内发生第二相的形核转变是形成带状组织的主要原因.

(2) 确定了从初始过渡至稳态,随凝固距离变化形成带状组织的成分条件.并根据相生长特性的不同,将带状组织区分为周期性带状组织区和单一带状组织区,对实验现象的解释更合理.

(3) 存在形核过冷时,形成带状组织所需凝固距离增大,成分区间相应减小,单一带状组织区的出现则从无形核过冷度时的整个过包晶成分范围内变为部分过包晶和与其相邻的部分亚包晶成分范围.

#### 参考文献

- [1] Boettinger W J. *Metall Trans*, 1974; 5: 2023
- [2] Brody H D, David S A. In: *Solidification and Casting of Metals*, London: The Metals Society, 1979: 144
- [3] Titchener A P, Spittle J A. *Acta Metall*, 1975; 23: 497
- [4] Ostrowski A, Langer E W. In: *Solidification and Casting of Metals*, London: The Metals Society, 1979: 139
- [5] Trivedi R. *Metall Trans*, 1995; 26A: 1583
- [6] Zeisler-Mashl K L, Lograsso T A. *Metall Mater Trans*, 1997; 28A: 1543
- [7] Kurz W, Trivedi R. *Metall Mater Trans*, 1996; 27A: 625
- [8] Tokieda K, Yasuda H, Ohanaka I. *Mater Sci Eng*, 1999; A262: 241
- [9] Li S M, Liu L, Li X L, Fu H Z. *Acta Metall Sin*, 2004; 40: 20  
(李双明, 刘林, 李晓历, 傅恒志. 金属学报, 2004; 40: 20)
- [10] Umeda T, Okane T. *Sci Technol Adv Mater*, 2001; 2: 239
- [11] Karma A, Rappel W-J, Fuh B C, Trivedi R. *Metall Mater Trans*, 1998; 29A: 1457
- [12] Hunziker O, Vandyoussefi M, Kurz W. *Acta Mater*, 1998; 46: 6325
- [13] Tiller W A. *The Science of Crystallization: Macroscopic Phenomena and Defect Generation*. Cambridge: Cambridge University Press, 1991: 143
- [14] Zhang F, Chen S L, Chang Y A. In: Kim Y W, Wagner R, Yamaguchi M, eds., *Gamma Titanium Aluminides*. Warrendale, PA: The Minerals, Metals & Materials Society, 1995: 131