

三维多相场数值模拟共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金在 不同抽拉速度下的形态选择^{*}

杨玉娟 王锦程[†] 张玉祥 朱耀产 杨根仓

(西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

(2008 年 6 月 28 日收到, 2008 年 9 月 19 日收到修改稿)

利用 KKS0 多相场模型对定向凝固共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金的三维恒速及变速生长过程进行了研究, 再现了不同抽拉速度下共晶形态演化及选择过程, 建立了形态选择图, 研究了变速过程的界面平均生长速度及界面平均过冷度的变化. 结果表明, 变速前后的形态选择与恒速下的形态选择一致, 变速过程的形态演变、界面平均生长速度和界面平均过冷度的变化均产生滞后效应, 界面平均生长速度和界面平均过冷度之间的关系与理论结果符合较好.

关键词: 多相场模型, 共晶生长, 抽拉速度

PACC: 8140, 8110D, 8130F

1. 引 言

微观组织形态演化及选择历来都是自然界一个具有普遍性的重要问题. 近年来由于非平衡自组织理论研究上的一些突破使这一问题日益受到人们的关注^[1, 2]. 在定向凝固过程中, 温度梯度和抽拉速度是决定凝固组织形态的重要工艺参数, 正是这两个参数的独立可控性, 才产生了微观组织形态及尺度丰富多样的变化^[3, 4]. 自 Jackson 和 Hunt 建立经典共晶凝固理论以来^[5], 关于恒速下稳态生长的实验与理论研究已日臻完善^[6-9]. 而对于变速生长, 由于原来在恒速生长下的稳态溶质场已产生了复杂变化, 共晶生长过程也与稳态生长有较大差异, 并可能导致各种共晶不稳定形态的形成, 甚至引起层片间距的剧烈变化, 从而显著改变凝固微观组织结构. 同时, 由于采用实验方法精确测量界面各点生长速率和温度极为困难, 通过实验方法很难考察共晶生长界面局部微观动力学过程^[10, 11]. 基于弥散界面理论的相场模型实现了对界面的高效隐式追踪, 成功地解决了多相系统自由边界问题中界面形成与界面演化问题^[12, 13]. 近年来随着相场模型的迅速发展, 相场法已广泛应用于各种相变过程, 尤其是固/液相变过程^[14-17]. 对于多相凝固系统(如共晶、包晶和偏晶

等)通过多个序参量分别表征体系的各个体积相, 可实现多相相变过程的多相场法模拟. 朱耀产等^[17]利用多相场模型模拟了共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金定向凝固变速生长过程, 在二维条件下研究了阶跃变速、线性变速以及振荡变速等三种变速条件下共晶层片间距的调整以及形态的变化, 研究表明层片间距的调整分别通过突变分叉、逐步湮没以及自身相的长大方式进行. 在此基础上, 本文进一步研究恒速及变速生长条件下三维共晶定向凝固界面形态演化及其选择过程, 利用多相场数值模拟方法系统地研究在三维计算区域中生长速度对共晶形态演化的影响, 建立了不同抽拉速度下定向凝固共晶形态选择图. 相对于二维模拟而言, 三维模拟不仅能够再现层片间距的调整及形态的变化, 还能再现共晶形态的层-棒转变过程, 对于理解三维条件下共晶生长过程的形态演化规律具有重要的指导意义.

2. 多相场模型

本文采用 KKS0 多相场模型, 具体的推导详见文献^[13]. 该模型所用主要假设条件如下:

(1) 定义系统的体积自由能函数

$$F = \int_V [f^p + f^t + L(\sum_i \phi_i - 1)] dV, \quad (1)$$

^{*} 国家自然科学基金(批准号 50271057)资助的课题.

[†] 通讯联系人. E-mail: jchwang@nwpu.edu.cn

式中 f^P 为双阱势能, f^T 为热力学势能, 且

$$f^P = \sum_{i \neq j} \left[-\frac{\epsilon_{ij}^2}{2} \nabla \phi_i \nabla \phi_j + \omega_{ij} \phi_i \phi_j \right],$$

$$f^T = \sum_{i=1}^3 \phi_i f^i(c_i), \quad (2)$$

L 是保证在体系任何位置的序参量守恒即 $\sum_{k=1}^3 \phi_k(x, y, z, t) = 1$ 的 Langrange 系数.

(2) 假定界面上共存相化学势相等, 即

$$f_{c_1}^1[c_1(x, t)] = f_{c_2}^2[c_2(x, t)]$$

$$= f_{c_3}^3[c_3(x, t)] = f_c(x, t). \quad (3)$$

(3) 视溶液的平均成分为计算中的溶质场变量

$$c(x, t) = \phi_1 c_1 + \phi_2 c_2 + \phi_3 c_3. \quad (4)$$

(4) 分别用 α , β 和 γ 来描述共晶体系的三个相, α 固相, $\phi_1 = 1$; β 固相, $\phi_2 = 1$; γ 液相, $\phi_3 = 1$.

根据以上条件和假设, 可推导出相场 ϕ_i 随时间的演化方程在数学上表达为

$$\frac{\partial \phi_i}{\partial t} = -\frac{2}{n} \sum_{j \neq i} s_{ij} M_{ij} \left[\frac{\delta F}{\delta \phi_i} - \frac{\delta F}{\delta \phi_j} \right]. \quad (5)$$

这里

$$\frac{\delta F}{\delta \phi_i} = \sum_{j \neq i} \left[\frac{\epsilon_{ij}^2}{2} \nabla^2 \phi_j + \omega_{ij} \phi_j \right] + f^i(c_i) - c_i f_c.$$

另外, 根据溶质守恒定律得溶质场方程为

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \nabla D \sum_i \phi_i \nabla c_i, \quad (6)$$

其中 M_{ij} 为相场动力学系数, ϵ_{ij} 梯度项系数, ω_{ij} 界面厚度参数, D 为扩散系数.

3. 计算条件

对多相场模型控制方程(5)(6)的离散采用基于均匀网格的显式有限差分方式. 假定所有模拟在各向同性界面自由能下进行. 模拟中的参数如下: 体系温度梯度 $G = 0.8 \times 10^{-4}$ K/m, 空间步长 $dx = dy = dz = 0.2 \mu\text{m}$, 时间步长 dt 由差分格式的稳定性确定. 本文的主要研究对象为模型透明 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 共晶成分合金, 所用到的物理参数见表 1. 根据两相的平衡体积分数来并排交替设置 α 相、 β 相, 初始给定两个共晶层片. 为达到更好的显示效果, 文中所有模拟结果均利用周期性进行了叠加. 在与温度梯度平行的方向采用绝热边界条件, 而在其他两个方向采用周期性边界条件.

表 1 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金的各参数取值

参数及其物理意义	取值
共晶成分 $c_E/\text{mol}\%$	0.118
α 相分配系数 K_α	0.75
α 液相线斜率 $m_\alpha/\text{K}\cdot\text{mol}^{-1}$	-82
液相溶质扩散系数 $D_\gamma/\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$	0.5×10^{-9}
α 相/液相界面能 $\sigma_{13}/\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$	6.6×10^{-3}
α 相/ β 相界面能 $\sigma_{12}/\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$	11.5×10^{-3}
α 相微观毛细长度 d_α/m	9.5×10^{-9}
β 相微观毛细长度 d_β/m	3.5×10^{-9}
共晶温度 T_E/K	357.6
β 相分配系数 K_β	1.5
β 液相线斜率 $m_\beta/\text{K}\cdot\text{mol}^{-1}$	164
固相溶质扩散系数 $D_s/\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$	0.5×10^{-13}
β 相/液相界面能 $\sigma_{23}/\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$	5.8×10^{-3}
β 相体积分数 η	0.29
α 相/液相接触角 $\theta_\alpha(^{\circ})$	70
β 相/液相接触角 $\theta_\beta(^{\circ})$	67

4. 结果及讨论

本文首先对恒定抽拉速度下的稳态生长进行了模拟. 通过对不同速度区间内的共晶形态演化进行分析, 建立恒速下不同抽拉速度的形态选择图, 然后为进一步说明该形态选择图的正确性, 设计了一系列变速过程进行模拟.

4.1. 恒速条件下的共晶生长

4.1.1. 不同恒定速度下的共晶生长

图 1 所示为几个典型的抽拉速度下的共晶稳态生长状况. 模拟结果采用溶质场图来描述组织形态及成分的变化, 分别在每组图的左侧给出总体等值面轮廓图, 右侧给出对应位置的切片图. 图中黑色区域为 α 相, 白色区域为 β 相, 灰色区域为液相. 在抽拉速度较低时 ($v_p = 2 \mu\text{m/s}$), 如图 1(a) 所示, 共晶层片先发生层片合并现象, 合并以后共晶仍以层片形态进行生长. 随着抽拉速度的增大, 当 $v_p = 5 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶层片同样发生层片合并现象, 但是合并以后层片共晶向棒状共晶形态转变, 如图 1(b) 所示. 进一步增大抽拉速度, 当 $v_p = 8 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶层片以初始的层片间距保持稳态层片生长, 如图 1(c) 所示.

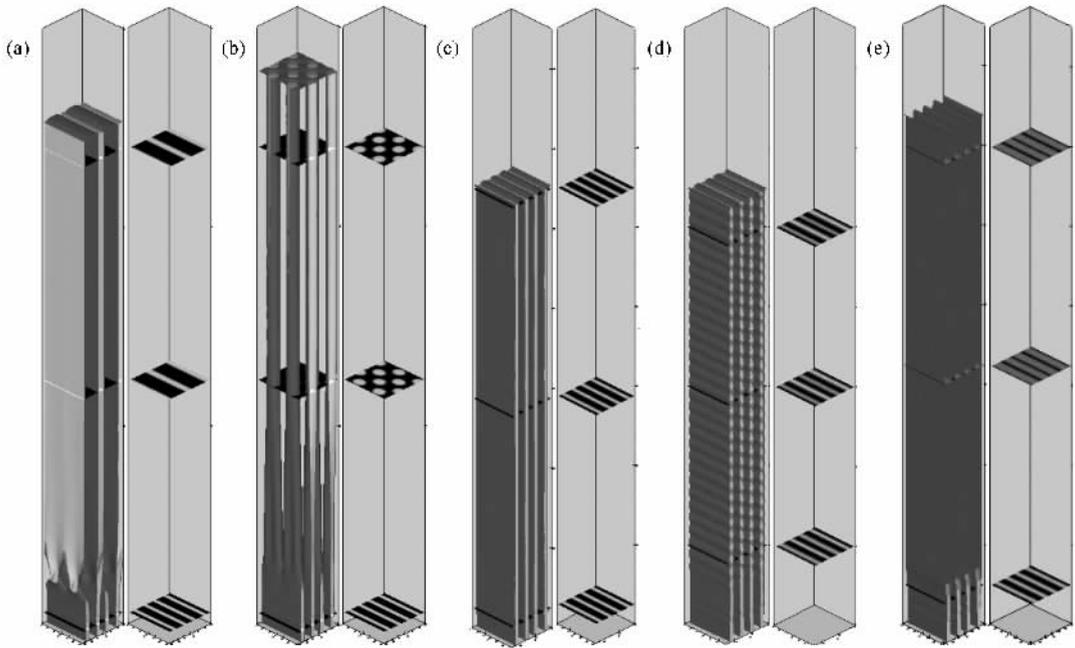


图1 不同恒抽拉速度下共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金的三维生长 (a) $v_p = 2 \mu\text{m/s}$, (b) $v_p = 5 \mu\text{m/s}$, (c) $v_p = 8 \mu\text{m/s}$, (d) $v_p = 12 \mu\text{m/s}$, (e) $v_p = 14 \mu\text{m/s}$

当抽拉速度更大时 ($v_p = 12 \mu\text{m/s}$) 共晶层片失稳, 呈现振荡生长, 如图 1(d) 所示. 当 $v_p = 14 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶层片发生层片细化现象, 如图 1(e) 所示.

4.1.2. 不同抽拉速度下共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金形态选择图的建立

为了系统研究共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金在不同抽拉速度下的形态选择规律, 除了考察上述几个特定抽拉速度下的共晶形态以外, 我们还模拟了其他速度下共晶生长及形态演化. 模拟结果如下: 将速度区间划分为 I 区、II 区、III 区、IV 区、V 区. 对于 I 区, 当 $v_p \leq 2 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶首先发生层片合并与湮没现象, 随后仍以层片形式进行生长. 对于 II 区, 当 $2 \mu\text{m/s} < v_p < 6 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶仍然先发生层片合并, 随后向棒状形态转变. 对于 III 区, 当 $6 \mu\text{m/s} \leq v_p \leq 11 \mu\text{m/s}$ 时, 共晶以稳态层片形式进行生长. 对于 IV 区, 当 $11 \mu\text{m/s} < v_p \leq 12 \mu\text{m/s}$ 时, 层片共晶产生振荡现象. 对于 V 区, 当 $12 \mu\text{m/s} < v_p < 15 \mu\text{m/s}$ 时, 发生层片分支与细化现象. 由此建立如图 2 所示的不同抽拉速

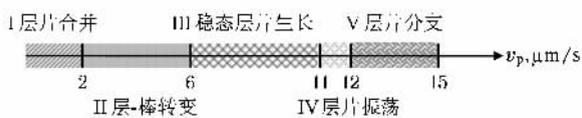


图2 共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金不同抽拉速度下的形态选择图

度下共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金定向凝固形态选择图.

4.2. 变速条件下的共晶生长

4.2.1. 变速生长的提出

上述模拟结果表明, 在恒定速度下, 不同的抽拉速度将使共晶选择不同的形态. 那么, 如果在同一系统中改变速度, 变速前后共晶形态是否仍选择恒定速度下相应速度区间所对应的形态? 从上述恒定速度下的形态选择图看, 速度取值从一个区间改变到另外一个区间可能涉及层-棒转变、层片分支等各种形态转变. 为此, 我们设计了一系列变速过程来验证不同抽拉速度下的共晶形态选择. 变速过程设计如下: 在一定速度下当共晶达到稳态生长以后, 在某一时刻通过阶跃增速或阶跃减速使速度取值的变化从一个区间变化到另外一个区间, 之后重新使其达到稳态.

4.2.2. 过程分析

下面给出两个典型的变速过程 ($10 \mu\text{m/s}$ 变化至 $3 \mu\text{m/s}$ 及 $2 \mu\text{m/s}$ 变化至 $8 \mu\text{m/s}$) 进行分析.

图 3 为抽拉速度从 $10 \mu\text{m/s}$ 变化至 $3 \mu\text{m/s}$, 共晶形态发生层-棒转变的模拟结果, 其中图 3(a) 为溶质场及界面形貌, 3(b) 为界面平均生长速度及过冷度变化曲线. 在图 3(a) 中左图为总体等值面轮廓图, 右图为对应位置的切片图, 其中切片 1 处为变速位置,

切片 2 处为变速后重新获得稳态的位置、与之相对应,图 3(b)中竖线 1 和竖线 2 所示分别为变速时刻和重新达到稳态的时刻(图 4 与图 3 同)。在图 3(a)中,切片 1 以下为抽拉速度为 $10 \mu\text{m/s}$ 的层片稳态生长,切片 1 和切片 2 之间为开始发生变速至共晶形态发生层-棒转变的过程,切片 2 以上为变速后的稳态共晶棒状生长。分别对应于图 3(b)中竖线 1 左侧为抽拉速度为 $10 \mu\text{m/s}$ 的层片稳态生长时段,竖线 1 和竖线 2 之间为变速开始至共晶形态发生层-棒转变的阶段,竖线 2 右侧为变速后的稳态共晶棒状生长时段。在图 3(b)中的界面平均生长速度及过冷度变化曲线中的各个拐点分别对应于图 3(a)中变速位置及形态突变位置。从图 3(a)可以看出,变速前

共晶以初始层片间距进行稳态生长,这与图 2 所示 III 区内的形态选择相符。变速后由于溶质传输惯性造成的滞后作用,共晶仍保持一段时间的稳态层片生长,随后界面失稳,使层片共晶形态向棒状共晶形态转变。这也与图 2 中 II 区内的形态选择相符。可以看出相对于变速位置,形态改变有所滞后。在图 3(b)中,经过变速时刻,速度迅速降低至 $3 \mu\text{m/s}$ 附近,随后缓慢变化,在该值上下轻微波动。而过冷度变化却与之相反,但相对于变速时刻,界面平均速度及平均过冷度化也有所滞后,由此说明当抽拉速度由 III 区变化到 II 区时共晶形态发生层-棒转变。变速前后的形态选择与恒定速度下在相应的速度区间的形态选择一致。

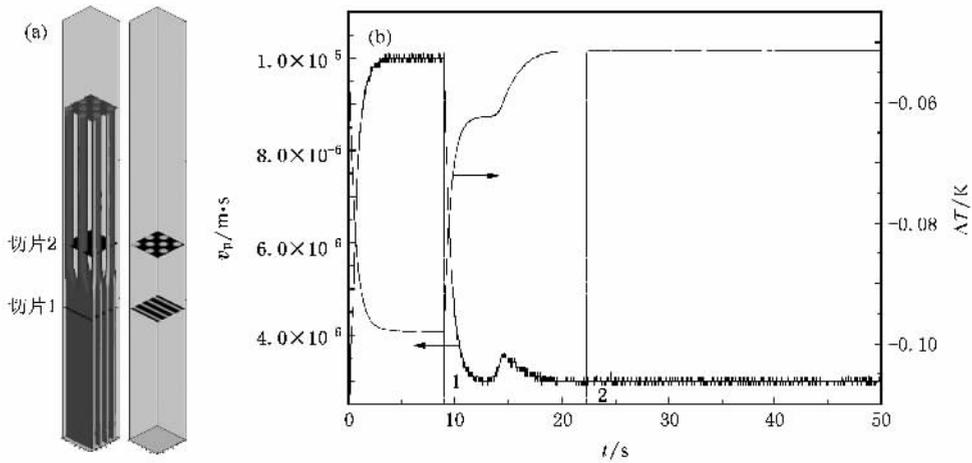


图 3 抽拉速度从 $10 \mu\text{m/s}$ 变化至 $3 \mu\text{m/s}$, 共晶形态发生层-棒转变模拟 (a) 溶质场及界面形貌 (b) 界面平均生长速度及过冷度变化曲线

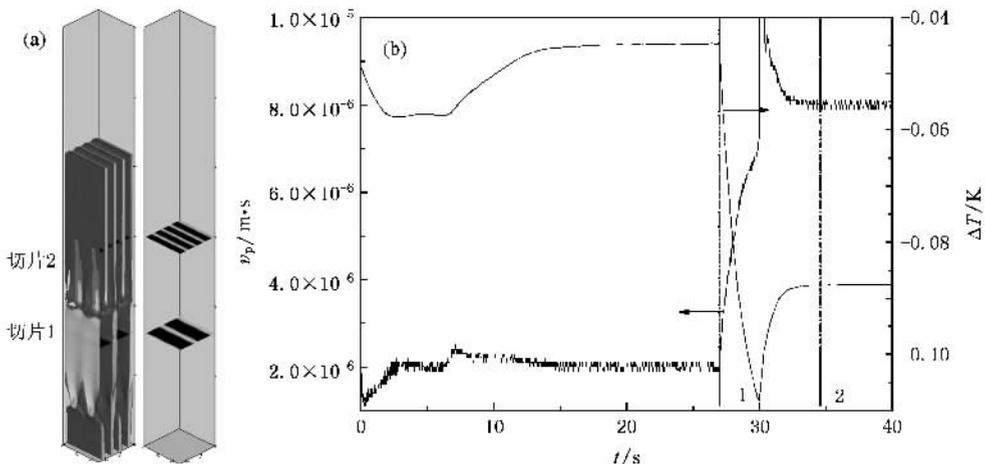


图 4 抽拉速度从 $2 \mu\text{m/s}$ 变化至 $8 \mu\text{m/s}$, 层片形态细化模拟 (a) 溶质场及界面形貌 (b) 界面平均生长速度及过冷度变化曲线

类似地,图 4 为抽拉速度从 $2 \mu\text{m/s}$ 变化至 $8 \mu\text{m/s}$ 层片形态细化的模拟结果.在图 4(a)中,变速前共晶层片先以较大的层片间距进行层片生长,与恒定速度下 I 区内的生长行为一致;变速以后,层片发生细化现象,层片间距降低.该模拟结果表明抽拉速度从 I 区变化到 III 区发生共晶层片的分支与细化现象,这进一步说明变速过程的共晶形态与恒定速度下在相应的速度区间的形态选择一致.而且,共晶形态转变、界面平均生长速度及平均过冷度的变化均产生滞后效应.

上述模拟结果表明,变速过程中变速前后的共晶形态选择与恒定速度下在相应的速度区间的形态选择一致,而且共晶形态转变、界面平均生长速度及平均过冷度的变化均产生滞后效应.

需要指出的是,模拟中还发现变速过程导致的形态转变不符合恒定速度下的形态选择图的情况,只有在一定的初始速度和变速比(终止速度与初始速度的比值)条件下变速过程中的形态转变才符合该图.而且速度转变显然是可逆的,但在形态转变上并不一定可逆,这主要是由于在形态转变过程中变速比充当了驱动力的作用.变速比大,驱动力就大;

反之,驱动力就小.初始速度及初始形态还具有形态惯性的作用,不同的初始速度及初始形态将产生不同的惯性.因此,在变速过程中要实现形态转变必需在足够的驱动力作用下克服一定的形态惯性.

4.3. 讨 论

4.3.1. 基于最小过冷度原理分析

关于共晶在不同抽拉速度下的形态选择机理分析,我们可以从计算不同抽拉速度下的共晶形态特征值即对应的最小过冷度层片间距入手.利用文献[5]所给层片共晶最小过冷度间距 λ_m 的计算公式,经过推导得到

$$\lambda_m = \sqrt{\frac{2D_p[(1-\eta)d_\alpha \sin\theta_\alpha + \eta d_\beta \sin\theta_\beta]}{v_p F(\eta)}}$$

将表 1 中各参数值代入,可以分别求出各抽拉速度下的最小过冷度层片间距.最小过冷度层片间距不同,对应的共晶形态选择也不同.根据共晶层片间距与其对应的最小过冷度层片间距的对比关系,划分出相应的形态变化区间.表 2 为不同抽拉速度下最小过冷度层片间距及形态演化过程的总结.

表 2 不同抽拉速度下的最小过冷度层片间距及相应的形态演化

抽拉速度 $v_p/\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	最小过冷度间距 $\lambda_m/\mu\text{m}$	与初始层片间距($\lambda_0 = 6.1 \mu\text{m}$)的关系
$v_p \leq 2$	$\lambda_m \geq 9.93$	$\lambda_0 \leq 0.61\lambda_m$, 发生层片湮没与合并现象
$2 < v_p < 6$	$9.93 > \lambda_m > 5.72$	$0.61\lambda_m < \lambda_0 < 1.07\lambda_m$, 层片湮没以后发生层-棒转变
$6 \leq v_p \leq 11$	$5.72 \geq \lambda_m \geq 4.24$	$1.07\lambda_m \leq \lambda_0 \leq 1.44\lambda_m$, 层片进行稳态生长
$11 < v_p \leq 12$	$4.24 > \lambda_m \geq 4.06$	$1.44\lambda_m < \lambda_0 \leq 1.50\lambda_m$, 层片振荡生长
$12 < v_p < 15$	$4.06 > \lambda_m > 3.02$	$1.50\lambda_m < \lambda_0 < 2.02\lambda_m$, 层片细化

4.3.2. 与理论研究结果的对比

为了验证模拟结果的可靠性,我们还研究了共晶变速生长过程中界面平均过冷度及平均生长速度之间的关系,如表 3 所列.由此可以看出,利用多相场数值模拟方法得到的界面平均过冷度 ΔT 的平方与生长速率 v_p 的比值接近常数,可表示为 $\Delta T^2/v_p = (0.9 \pm 0.1) \times 10^{-3} \text{ K}^2\text{s}/\mu\text{m}$.而现有的理论研究表明,稳态生长过程中界面平均过冷度 ΔT 与生长速率间存在如下关系: $\Delta T^2/v_p = C$, 其中 C 为常数,该常数值的大小与材料的热物性参数有关.对于共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金,该物性值为 $(1.2 \pm 0.2) \times 10^{-3} \text{ K}^2\text{s}/\mu\text{m}^{[3]}$.从表 3 可以看出,模拟结果与理论值非常接近,其中的差异是由于模型建立过程中所作的假设

造成的.这表明多相场数值模拟结果与理论结果定性一致.

表 3 变速生长过程界面平均过冷度的平方与生长速度的比值

变速过程	$\Delta T/\text{K}$	$\Delta T^2/v_p/\text{K}^2\text{s}\cdot\mu\text{m}^{-1}$	
$10 \mu\text{m/s} \rightarrow 3 \mu\text{m/s}$	变速前	-0.0980	0.999×10^{-3}
	变速后	-0.0520	0.901×10^{-3}
$2 \mu\text{m/s} \rightarrow 8 \mu\text{m/s}$	变速前	-0.0447	0.960×10^{-3}
	变速后	-0.0875	0.957×10^{-3}

5. 结 论

利用 KKS0 多相场模型,分别在恒速和变速条

件下对定向凝固共晶 $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ 合金的三维稳态生长过程进行数值模拟,建立了不同抽拉速度下的共晶形态选择图.恒速生长模拟结果表明:在抽拉速度比较低时,共晶层片首先发生合并现象,获得较大的层片间距以后仍以层片形式进行生长,抽拉速度增大后,层片仍发生合并随后向棒状形态转变,进一步增大抽拉速度,共晶层片不再发生合并仅以初始层

片间距进行稳态生长;但是更大的抽拉速度将导致层片的振荡生长甚至层片细化.变速生长过程模拟结果表明,共晶形态的改变、界面平均生长速度与平均过冷度的变化相对变速位置和变速时刻均产生滞后效应,但变速前后共晶形态的选择与恒速下相应速度区间的共晶形态的选择相符.界面平均生长速度和平均过冷度之间的关系与理论结果定性一致.

- [1] Langer J S 1980 *Rev. Mod. Phys.* **52** 1
- [2] Huang W D, Shan B L, Zhou Y H 1991 *Acta Phys. Sin.* **40** 323 (in Chinese) [黄卫东、商宝禄、周尧和 1991 物理学报 **40** 323]
- [3] Ginibre M, Akamatsu S, Faivre G 1997 *Phys. Rev. E* **56** 780
- [4] Li M E, Yang G C, Zhou Y H 2005 *Acta Phys. Sin.* **54** 454 (in Chinese) [李梅娥、杨根仓、周尧和 2005 物理学报 **54** 454]
- [5] Jackson K A, Hunt J D 1966 *Trans. Metal. Soc. AIM* **236** 1129
- [6] Liu J M 1991 *Acta Phys. Sin.* **41** 861 (in Chinese) [刘俊明 1992 物理学报 **41** 861]
- [7] Liu J C, Elliott R 1995 *J. Cryst. Growth* **148** 406
- [8] Liu J C, Elliott R 1997 *Acta Mater.* **43** 3301
- [9] Magnin P, Trivedi R 1991 *Acta Metall. Mater.* **39** 453
- [10] Mollard F R, Flemings M C 1967 *TMS AIME* **239** 1526
- [11] Seetharaman V, Trivedi R 1988 *Metal. Trans. A* **19** 2955
- [12] Nestler B, Wheeler A A 2000 *Physica D* **138** 114
- [13] Kim S G, Kim W T, Suzuki T, Ode M 2003 *J. Cryst. Growth* **261** 135
- [14] Apel M, Boettger B, Diepers H J, Steinbach I 2002 *J. Cryst. Growth* **237** 154
- [15] Lewis D J, Pusztai T, Granasy L, Warren J A, Boettinger W 2004 *JOM* **56** 34
- [16] Danilov D, Nestler B 2005 *J. Cryst. Growth* **275** 177
- [17] Zhu Y C, Wang J C, Yang G C, Yang Y J 2007 *Acta Phys. Sin.* **56** 5542 (in Chinese) [朱耀产、王锦程、杨根仓、杨玉娟 2007 物理学报 **56** 5542]

Three-dimensional multi-phase field numerical simulation of the morphology selection of eutectic $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ alloy with different pulling velocities^{*}

Yang Yu-Juan Wang Jin-Cheng[†] Zhang Yu-Xiang Zhu Yao-Chan Yang Gen-Cang
(State Key Laboratory of Solidification Processing , Northwestern Polytechnical University , Xi 'an 710072 , China)
(Received 28 June 2008 ; revised manuscript received 19 September 2008)

Abstract

By using the KKS0 multi-phase field model , the fixed-velocity growth and velocity-changing growth of directional solidification for eutectic $\text{CBr}_4\text{-C}_2\text{Cl}_6$ alloys are simulated in three dimensions to reproduce the morphology evolution and selection. The diagram of the eutectic morphology selection is further established. The changes of the average interface velocity and the average interface undercooling during velocity-changing growth are also studied. The simulation results show that the eutectic morphology selections both before and after velocity change are the same as the morphology selection in the case of fixed pulling velocity. For all of the eutectic morphology selections , changes of the average interface velocity and the average interface undercooling show the hysteresis effect. It 's also found that the relationship between the average interface velocity and the average interface undercooling is in good agreement with the theoretical prediction.

Keywords : multi-phase field model , eutectic growth , pulling velocity

PACC : 8140 , 8110D , 8130F

^{*} Project supported by the National Natural Science Foundation of China (Grant No. 50271057).

[†] Corresponding author. E-mail : jchwang@nwpu.edu.cn