

强制对流作用下镁合金枝晶生长的相场法数值模拟

袁训锋, 丁雨田, 郭廷彪, 胡 勇

(兰州理工大学 甘肃省有色金属新材料省部共建国家重点实验室, 兰州 730050)

摘 要: 基于 Wheeler 等提出的纯扩散相场模型, 针对 hcp 晶系镁合金建立耦合温度场、溶质场和流场的相场模型, 研究强制对流作用下镁合金凝固过程中单枝晶和多枝晶的生长行为。结果表明: 在流速为 17.19 m/s 的垂直强制对流作用下, 流体逆流侧 3 个方向的枝晶臂明显比流体顺流侧 3 个方向的枝晶臂生长得快, 逆流方向枝晶臂的稳态生长速度比纯扩散时的增加 78.0%, 顺流方向枝晶臂的稳态生长速度比纯扩散时的减小 53.7%; 各枝晶的臂长存在很大差异, 枝晶形貌的六重对称性被严重破坏; 在多枝晶生长时, 相向生长的枝晶互相影响并竞相生长, 不同枝晶的枝晶臂彼此抑制, 最终形成不对称的枝晶形貌。

关键词: 镁合金; 相场法; 强制对流; 枝晶生长; 数值模拟

中图分类号: TG244

文献标志码: A

Numerical simulation of dendritic growth of magnesium alloys using phase-field method under forced flow

YUAN Xun-feng, DING Yu-tian, GUO Ting-biao, HU Yong

(State Key Laboratory of Gansu Advanced Non-ferrous Metal Materials,
Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

Abstract: Based on the diffusion Wheeler model which couples the temperature field, concentration field and flow field, the phase-field model for the magnesium alloys with hcp structure was established to simulate both of the single and multi-grain dendritic growths of magnesium alloys during solidification in a forced flow. The results show that when the flow velocity is 17.19 m/s, the growths of three directions on the upstream side are much faster than those of three directions on the downstream side, the tip velocity at steady state on the upstream is increased by about 78.0% compared with the case without flow, the tip velocity at the steady state on the downstream is decreased by about 53.7% compared with the case without flow. There exists much difference in the length of dendrite arm, so that the six-fold symmetry of the dendrite morphology is severely damaged. Under the case of the multi-grain, the grains grown face to face influence mutually and grow competitively. The dendrite arms of different dendrite are mutually inhibited, ultimately, form asymmetric dendrite morphology.

Key words: magnesium alloy; phase-field; forced flow; dendritic growth; numerical simulation

镁合金具有密度小、比强度和比刚度高、阻尼性能和导热性能好等优点, 在汽车、通讯电子和航空航天等领域的应用广泛^[1-3]。枝晶是镁合金凝固过程中最常见的显微组织, 其形貌特征决定着镁合金铸件的性能。在金属凝固过程中熔体对流始终存在, 它对凝固

过程中的枝晶生长行为产生重要影响。因此, 深入理解和掌握对流作用下的枝晶生长规律对有效预测镁合金铸件的性能至关重要。

在微观组织的模拟研究中, 国内外学者应用相场法^[3-10]、改进元胞自动机法^[11-12]分别耦合 Navier-Stokes

方程的方法和元胞自动机-格子 Boltzmann 法^[13-14], 模拟研究了对流作用下纯金属和合金的枝晶生长过程。结果表明, 对流显著改变枝晶生长过程中的传热和传质, 使得上游枝晶生长受到促进, 下游枝晶生长受到抑制, 导致形成与纯扩散条件下完全不同的枝晶显微组织。但是, 已有的这些工作都是针对 fcc 晶体结构进行的, 而镁合金属于典型的 hcp 结构, 具有不同于 fcc 晶体的各向异性特征。因此, 必须建立适合 hcp 结构的晶体生长模型, 才能对镁合金枝晶生长进行模拟研究。由于 hcp 结构生长模型和验证的复杂性, 针对镁合金枝晶生长的模拟研究还处于起步阶段, 鲜见有关耦合流场的镁合金微观组织模拟研究方面的报道。

近年来, EIKEN 等^[15]采用相场模型模拟了镁合金二维等轴凝固及定向凝固的微观组织。廖家明等^[16]采用相场法模拟了镁合金的枝晶生长过程, 并研究模拟参数对枝晶生长的影响。刘志勇等^[17]采用虚拟中心生长法和付振南等^[18]采用元胞自动机法模拟了镁合金单晶粒、多晶粒生长及定向凝固中的枝晶形貌演化。本文作者基于 WHEELER 等^[19]提出的纯扩散相场模型, 进一步耦合温度场、溶质场和流场, 发展一个适应 hcp 晶系的相场模型, 对镁合金凝固过程中单枝晶和多枝晶在强制对流作用下的生长行为进行模拟研究。

1 相场模型

1.1 相场控制方程

相场法是通过引入一个相场变量 Φ 来描述系统中各点的物理状态, 在本研究中, $\Phi=0$ 表示为固相, $\Phi=1$ 表示为液相, 在固/液界面上 Φ 在 0~1 之间连续变化。 Φ 为液相率, $1-\Phi$ 为固相率。根据 WHEELER 等^[19]提出的纯扩散相场模型, 考虑成分过冷的相场方程如下:

$$\begin{aligned} \frac{\bar{\varepsilon}^2}{m} \frac{\partial \Phi}{\partial t} = & \Phi(1-\Phi) \left[\Phi - \frac{1}{2} + 30\bar{\varepsilon}\alpha\Omega u\Phi(1-\Phi) \right] + \\ & \bar{\varepsilon}^2 \nabla \cdot (\eta^2(\theta) \nabla \Phi) - \bar{\varepsilon}^2 \frac{\partial}{\partial X} (\eta(\theta) \eta'(\theta) \frac{\partial \Phi}{\partial Y}) + \\ & \bar{\varepsilon}^2 \frac{\partial}{\partial Y} (\eta(\theta) \eta'(\theta) \frac{\partial \Phi}{\partial X}) \end{aligned} \quad (1)$$

式中: ∇ 为哈密顿算子, 且 $\nabla = \frac{\partial}{\partial x} i + \frac{\partial}{\partial y} j$ 温度 u , 时间 t 和距离 X 、 Y 均为无量纲变量, 且

$u = (T - T_m) / (T - T_0)$, $t = t' / (\omega^2 / \kappa)$, $X = X' / \omega$, $Y = Y' / \omega$; $\Omega = c'(\Delta T + m_L(c' - c_0)) / L$, 为无量纲过冷度; $\alpha = (\sqrt{2} \omega L^2) / (12c\sigma T_m)$ 为系统的物理参量; $m = \mu\sigma T_m / (\kappa L)$ 为界面动力学系数; $\bar{\varepsilon} = \delta / \omega$ 为系统物理参量。其中, T 为温度; T_m 为熔点; δ 为界面层厚度; T_0 为系统初始温度; ΔT 为热过冷度; X' 、 Y' 为距离; ω 为参考长度; t' 为时间; κ 为热扩散率; μ 为界面迁移率; m_L 为液相线斜率; c_0 为定压比热容; L 为单位体积的结晶潜热; σ 为界面能; x_0 为过冷熔体初始浓度(摩尔分数); x' 为实际浓度(摩尔分数)。

$\eta(\theta)$ 为适合六方异性的各向异性因子且 $\eta(\theta) = 1 + \gamma \cos(6\theta)$ 。其中, θ 为界面法向与 X 正方向之间的夹角, γ 为各向异性强度。在多晶粒共同生长时, θ 应改写为 θ_i , θ_i 为界面与某个晶粒的优先生长方向间的夹角, 即

$$\theta_i = K_i \pi / 2 + \arctan(\Phi_Y / \Phi_X) \quad (i=1, 2, 3, \dots, n) \quad (2)$$

式中: 下标 i 表示某个晶粒, Φ_Y 、 Φ_X 分别表示相场在 X 和 Y 轴方向的偏导数。 n 代表晶粒数, K_i 是 0 到 1 之间的随机数。

1.2 质量及动量方程

流体速度满足质量守恒和 Navier-Stokes 方程, 将其与相场方程耦合得到如下形式:

$$\nabla \cdot (\Phi V) = 0 \quad (3)$$

$$\frac{\partial (\Phi V)}{\partial t} + \Phi V \cdot \nabla V = -\Phi \nabla p / \rho + \nabla \cdot [\nu \nabla (\Phi V)] + 2M_l^d \quad (4)$$

式中: ρ , p , ν 分别为密度, 压强和流体的运动粘度系数; ∇ 为哈密顿算子; V 为无量纲流速; M_l^d 为单位体积的界面耗散力, 定义为 $M_l^d = -2\nu(1-\Phi)^2 \Phi h V / \bar{\varepsilon}^2$, 保证流速在固相($\Phi \rightarrow 0$)时为 0, 在液相($\Phi \rightarrow 1$)中衰减, 常数 h 为 2.757。

1.3 耦合流场的温度场和溶质场方程

根据 BECKERMAN 等^[20]提出的溶质场和温度场耦合流场的方法, 得到耦合流场的温度场、溶质场方程为

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \Phi V \cdot \nabla u + \frac{1}{\Omega} p'(\Phi) \frac{\partial \Phi}{\partial t} = \nabla^2 u \quad (5)$$

$$\begin{aligned} \frac{\partial c}{\partial t} + \nabla \cdot \left(\frac{\Phi c}{\Phi + k_0(1-\Phi)} V \right) = \\ \nabla \cdot D \left[\nabla c + \frac{(k_0 - 1)c}{\Phi + k_0(1-\Phi)} \nabla \Phi \right] \end{aligned} \quad (6)$$

式中, $p'(\Phi)$ 为势函数 $p(\Phi)=\Phi^3(10-15\Phi+6\Phi^2)$ 对 Φ 的导数。 D' 为有效溶质扩散系数, 如果 D_s 和 D_l 表示固液相的溶质扩散系数, k_0 为溶质平衡分配系数, D' 可

表示为 $D' = \frac{\Phi D_l + k_0(1+\Phi)D_s}{\Phi + k_0(1+\Phi)}$, 计算中忽略压力项。

2 计算方法

2.1 相场参数及材料物性参数的取值

模拟中所用的 AZ91D 合金的物性参数^[18]及相场参数如下: $T_m=868.5$ K, $L=675$ J/cm³, $c_p=2.353$ J/(K·cm³), $x_0=8.179$, $\sigma=4.82 \times 10^{-5}$ J/cm², $v=3.61 \times 10^{-3}$ cm²/s, $\kappa=0.361$ cm²/s, $D_l=1.8 \times 10^{-5}$ cm²/s, $D_s=1.0 \times 10^{-8}$ cm²/s, $k_0=0.4$, $m_L=2.1$, $\mu=200$ cm/(K·s), $\omega=2.1 \times 10^{-4}$ cm, $\alpha=115$, $m=0.034$, $\bar{\varepsilon}=0.005$, $\gamma=0.025$ 。

2.2 数值计算方法

对于传输方程(5)采用交替隐式格式求解, 控制方程(1)、(3)、(4)、(6)同时采用显示差分格式求解。由于温度场方程所采用的交替隐式格式具有任意的稳定性, 所以整个计算过程的稳定性受以下条件约束:

$$\Delta t < \frac{(\Delta X)^2}{4m'k'} \quad (7)$$

式中: $m'=\max(D_l, m, Pr)$, k' 为考虑到方程中非线性项而设计的修正系数, 一般取 1~2; $Pr=v/\kappa$ 为普朗特常数。在计算中取 $\Delta X=\Delta Y=0.005$, $\Delta t=4.2 \times 10^{-5}$ 。

2.3 初始条件和边界条件

假设初始晶核半径为 R , 过冷熔体以一定速度 v 从计算区域上边界流入, 从下边界流出, 计算区域模型示意图如图 1 所示。

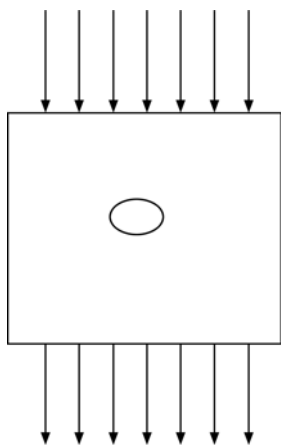


图 1 计算区域模型示意图

Fig.1 Schematic diagram of computational domain model

当 $X^2+Y^2 \leq R^2$ 时, $\Phi=0$, $u=0$, $V_x=0$, $V_y=0$, $x=x_0$; 当 $X^2+Y^2 > R^2$ 时, $\Phi=1$, $u=-1$, $V_x=0$, $V_y=v\omega/\kappa$, $x=x_0$ 。在计算区域的边界上, 相场、温度场、速度场、浓度场采用 Neumann 条件。

3 模拟结果与分析

3.1 有无对流时的单枝晶生长形貌

为了研究对流作用下 hcp 晶系合金的枝晶生长行为, 首先模拟纯扩散和强制对流条件下镁合金单枝晶生长的演化过程。将计算区域划分成 1200×1200 个均匀正方形网格。模拟开始时, 在计算区域的中心放置半径为 10 个网格数及择优取向为 30° 的球形晶核。图 2 所示为镁合金初始浓度 $x_0=8.17\%$, 过冷度 $\Delta T=100$ K 时的纯扩散和强制对流时单枝晶演化过程中不同时刻的相场形貌。

从图 2 中可以看出, 在纯扩散条件下, 由于镁合金晶体的优先生长方向为 $\langle 10\bar{1}0 \rangle$, 枝晶表现出明显的六方异性, 6 个一次枝晶臂之间互成 60° 夹角, 各方向均衡生长, 枝晶的形貌具有很好的对称性。在流速 $v=17.19$ m/s 的垂直强制对流作用下, 各方向的生长速度不再相同, 流体逆流侧 3 个方向的枝晶臂很快达到稳定状态, 并迅速生长且尖端生长速度明显比流体顺流侧 3 个方向的枝晶臂生长速度快, 与对流不平行的 4 个方向的枝晶臂受不对称热通量和溶质通量的影响稍微向逆流方向倾斜, 枝晶生长的对称性被严重破坏。各枝晶臂充分长大后, 流体逆流侧枝晶臂明显比顺流侧枝晶臂发达, 逆流方向的枝晶臂最长, 流体逆流侧与水平呈 30° 的枝晶臂次之, 流体顺流侧与水平呈 30° 的枝晶臂较短, 顺流方向的枝晶臂最短。图 3(a)所示为冰醋酸腐蚀剂腐蚀后, AZ91D 砂型铸件在光学显微镜偏振光下的枝晶结构^[21]。在图 3(a)中, 右上角枝晶周围分布的枝晶较少, 生长空间相对较大, 枝晶生长充分, 可近似看作单枝晶, 放大后的枝晶形态如图 3(b)所示。将图 2(h)中的枝晶形貌与图 3(b)对比可知, 单枝晶形态的模拟结果与实验结果得到的枝晶形态非常相似。镁合金枝晶生长表现出显著的密排六方结构特征, 6 个一次枝晶臂之间夹角约为 60° 且长度不相等, 其中 3 个一次枝晶臂较长, 另外 3 个一次枝晶臂较短。从图 3(b)中还可以看到, 一次枝晶臂上有发达的二次枝晶臂, 而模拟结果中没有二次枝晶臂出现。这是因为模拟中未考虑热噪声的影响, 故侧向分支不明显^[22]。

3.2 有无对流时单枝晶生长的溶质分布

图 4 所示为图 2 中纯扩散和强制对流时单枝晶演

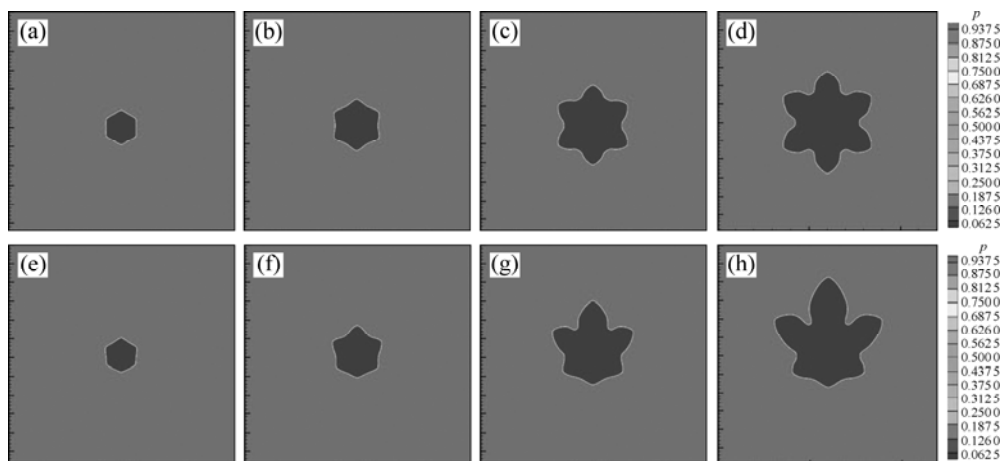


图 2 纯扩散和强制对流时单枝晶演化过程中不同时刻的相场形貌演化

Fig.2 Evolution for phase field morphologies of single grains without flow ((a), (b), (c), (d)) and with flow ((e), (f), (g), (h)) at different times: (a), (e) $t=5\ 000\Delta t$; (b), (f) $t=10\ 000\Delta t$; (c), (g) $t=20\ 000\Delta t$; (d), (h) $t=30\ 000\Delta t$

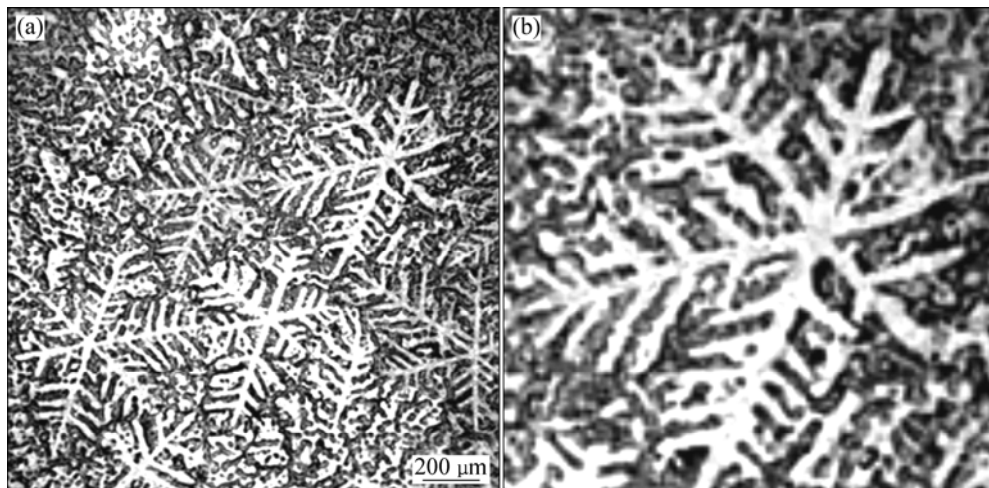


图 3 砂型 AZ91D 铸态的微观组织^[21]

Fig.3 As-cast microstructures of sand mould AZ91D under polarized light^[21]: (a) Multi-grain; (b) Magnification of single grain shown in Fig.3(a)

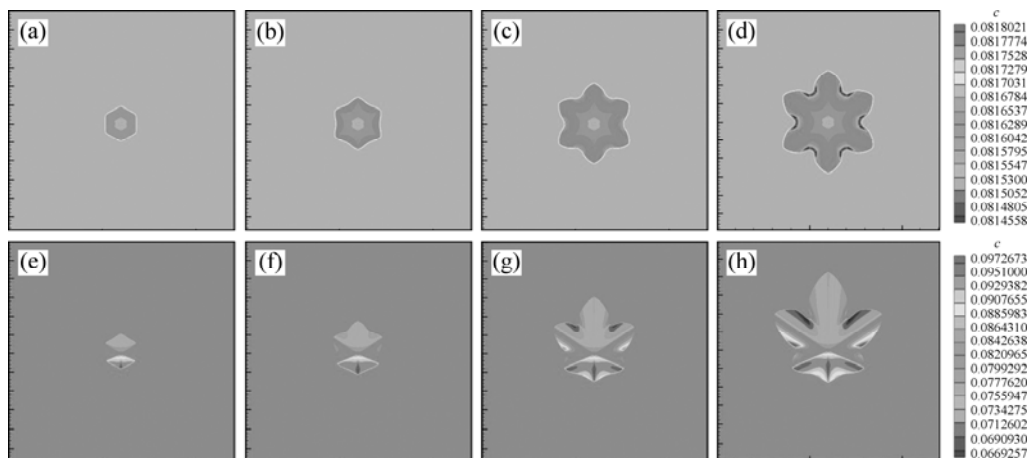


图 4 纯扩散和强制对流时单枝晶演化过程中不同时刻的溶质分布

Fig.4 Distribution of solvent for single grains without flow ((a), (b), (c), (d)) and with flow ((e), (f), (g), (h)) at different times: (a), (e) $t=5\ 000\Delta t$; (b), (f) $t=10\ 000\Delta t$; (c), (g) $t=20\ 000\Delta t$; (d), (h) $t=30\ 000\Delta t$

化过程中的相场形貌对应的溶质分布。由图4可以看出,溶质分布情况与枝晶形貌是相吻合的。在纯扩散条件下,由于在凝固过程中溶质重新分配,使得固相中的溶质浓度低于初始浓度,而液相中溶质的扩散速度小于枝晶生长速度,凝固析出的溶质不能充分扩散到液相中,从而大量溶质富集在枝晶臂前沿^[23]。枝晶臂根部溶质分布不均匀存在明显的微观偏析,各枝晶臂的溶质扩散层分布相同。在强制对流作用下,顺流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂顺流侧的溶质浓度大于逆流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂逆流侧的溶质浓度,而远离枝晶臂的液相区溶质浓度与初始浓度相差不大。这是由于一方面金属液的流动对逆流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂逆流侧的冲刷,将凝固过程中溶质再分配析出的溶质带走,减少了其固液界面前沿的溶质浓度;另一方面,对于顺流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂顺流侧,金属液流动带来的溶质和凝固析出的溶质来不及扩散,造成大量溶质在其界面前沿富集。随着凝固的进行,顺流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂顺流侧的界面前沿的溶质富集迅速增加并逐渐趋于稳定,但在远离枝晶臂的液相区,溶质浓度几乎不受流动的影响。

3.3 强制对流对枝晶尖端生长行为的影响

为了定量分析对流对镁合金枝晶生长行为的影响,计算强制对流作用下不同时刻逆流方向和顺流方向的枝晶臂尖端生长速度,尖端温度和尖端溶质浓度,并与纯扩散条件下进行比较,其结果如图5所示。

从图5可以看出,在凝固初期,驱动枝晶生长的过冷度为初始过冷度,各枝晶臂尖端都以较快的速度生长。随着枝晶的生长,凝固过程中释放大量的潜热和溶质再分配析出大量的溶质,且在金属液的流动作用下,部分潜热和溶质被带到流体的顺流侧,导致逆流、顺流方向的枝晶尖端的温度和顺流方向枝晶尖端的浓度迅速增加,而逆流方向的枝晶尖端浓度变化不明显;考虑成分过冷可得固液界面的过冷度为热过冷度 ΔT 和成分过冷度 $m_L(c-c_0)$ 之和,因此,各枝晶臂尖端前沿的过冷度迅速减小,生长速度迅速下降。经过一段时间后,溶质和潜热在界面前沿的释放与通过对流和扩散的迁移基本达到动态平衡,枝晶臂尖端温度和生长速度也逐渐趋于稳定。逆流枝晶臂尖端的稳态生长速度比纯扩散时的增大78.0%,顺流枝晶臂尖端的稳态生长速度比纯扩散时的减小53.7%;逆流枝晶臂尖端的稳态温度和稳态浓度比纯扩散时的分别低56.6%和9.2%,顺流枝晶臂尖端的稳态温度和稳态浓度比纯扩散时的分别高47.4%和17.6%。

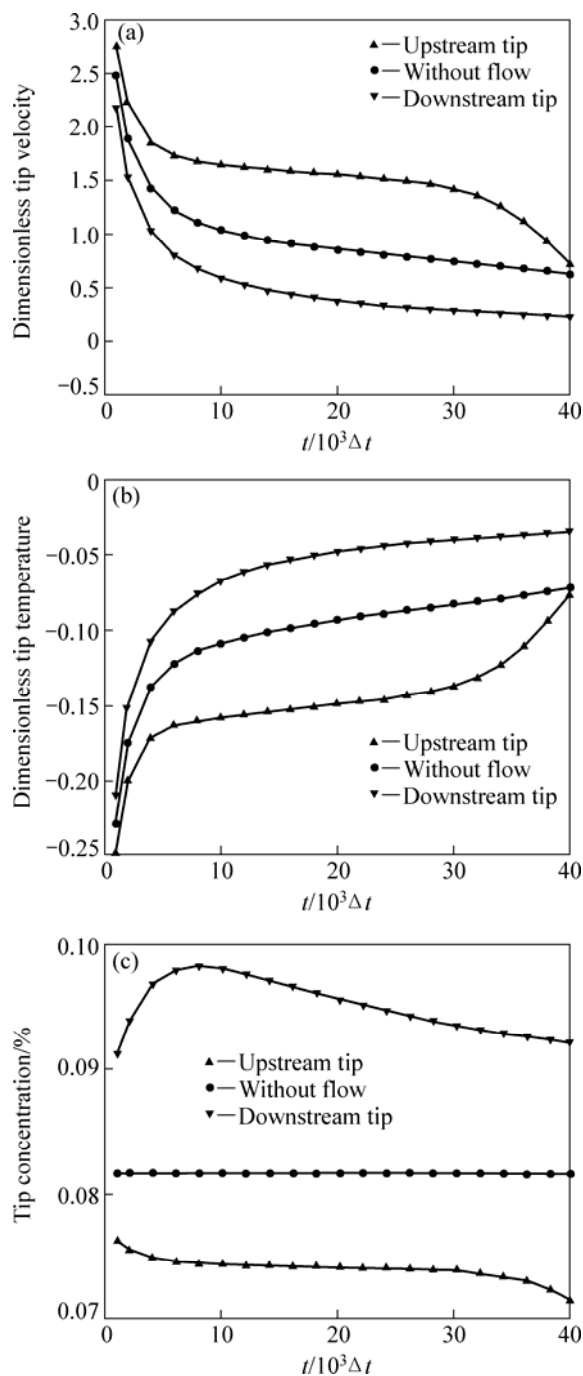


图5 纯扩散和强制对流作用下单枝晶生长中尖端速度、温度和溶质浓度与凝固时间的关系

Fig.5 Relationships among tip velocity(a), tip temperature(b) and tip concentration(c) and solidification time for case of single-grain dendritic growth without and with flow

3.4 强制对流作用下多枝晶生长行为

图6所示为镁合金在强制对流作用下多枝晶演化过程中不同时刻的相场和溶质场分布。在计算区域中有5个晶核,其中1个晶核位于计算区域的中心且择优方向取 0° ;其余4个晶核随机分布并随机的给予每

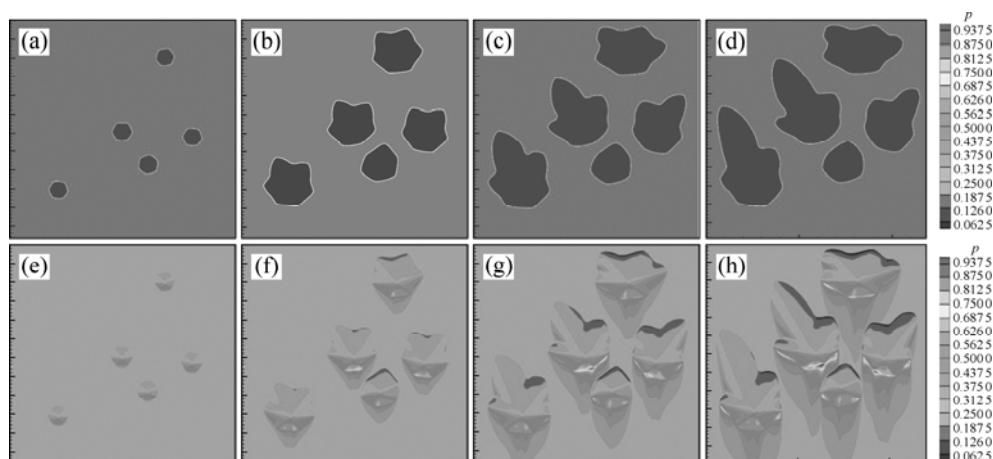


图 6 强制对流作用下多枝晶演化过程中不同时刻的相场和溶质场分布

Fig.6 Evolution of phase field morphologies ((a), (b), (c), (d)) and distributions of solvent ((e), (f), (g), (h)) for multi-grain with flow at different times: (a), (e) $t=5\,000\Delta t$; (b), (f) $t=10\,000\Delta t$; (c), (g) $t=20\,000\Delta t$; (d), (h) $t=30\,000\Delta t$

个晶核一个择优生长方向。合金流体入口速度 $v=34.38$ m/s, 其它模拟条件与图 2 相同。

从图 6 可以看出, 在凝固初始阶段, 晶粒之间相互影响较弱, 驱动枝晶生长的过冷度为初始过冷度, 受 hcp 各向异性的影响, 各晶粒为规则的正六边形。随后, 在优先生长方向产生小的突起, 由于金属液流过晶粒, 将溶质和潜热从逆流区迁移到顺流区, 使得逆流区域的突起迅速生长, 逐渐发展成枝晶臂, 顺流区域的突起生长缓慢。随着凝固时间的推移, 相向生长的枝晶溶质场和温度场互相接触, 枝晶之间的生长受空间限制和局部热量及溶质富集的影响, 其枝晶臂生长速度减小甚至停止生长。如果生长前沿不受阻碍, 枝晶臂仍会继续向过冷液相中伸展, 因此, 最初的六重对称枝晶形貌被破坏, 逐渐形成不规则的枝晶形貌。将图 6(h)中 $\Delta t=30\,000\Delta t$ 的枝晶形貌与图 3(a)对比可以看出其共同特征如下: 显著的密排六方结构, 6 个一次枝晶臂之间夹角约为 60° , 相向生长的枝晶互相影响竞相生长, 不同枝晶的一次晶臂彼此抑制, 各一次晶臂长度存在很大差异, 枝晶形貌不具有对称性。

4 结论

1) 基于 Wheeler 等提出的纯扩散相场模型, 进一步耦合温度场、溶质场和流场, 发展一个适应 hcp 晶系的相场模型。应用本模型再现镁合金凝固过程中的枝晶生长过程。

2) 在纯扩散条件下, 枝晶表现出明显的六方异性, 各方向均衡生长, 整个枝晶形貌对称; 在流速为

17.19 m/s 的垂直强制对流作用下, 逆流方向的枝晶臂的稳态生长速度比纯扩散时的增加 78.0%, 顺流方向的枝晶臂的稳态生长速度比纯扩散时的减小 53.7%, 各枝晶臂生长存在很大差异, 逆流方向枝晶臂最长, 顺流方向枝晶臂最短, 非对流方向的枝晶臂介于两者之间。

3) 强制对流显著改变了凝固前沿的溶质分布, 顺流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂顺流侧的溶质浓度大于逆流方向枝晶臂和非对流方向枝晶臂逆流侧的溶质浓度, 在远离枝晶臂的液相区溶质浓度与初始浓度相差不大。

4) 在多晶粒生长初期, 各晶粒独立生长, 为规则的正六边形; 随着凝固的进行, 正六边形的晶粒逐渐发展成枝晶, 相向生长的枝晶互相影响并竞争生长, 不同枝晶的一次枝晶臂彼此抑制, 最终形成不对称枝晶形貌。

REFERENCES

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-applications-potential[J]. Mater Sci Eng A, 302(1): 37–45.
- [2] FRIEDRICH H, SCHUMANN S. Research for a “new age of magnesium” in the automotive industry[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 276–281.
- [3] DIEPERS H J, BECKERMANN C, STEINBACH I. Simulation convection and ripening in a binary alloy mush using the phase-field method[J]. Acta Mater, 1999, 47(13): 3663–3678.
- [4] TONHARDT R, AMBERG G. Dendritic Growth of randomly oriented nuclei in a shear flow[J]. J Cryst Growth, 2000, 213(1/2): 161–187.

- [5] TONHARDT R, AMBERG G. Phase-field simulation of dendritic growth in a shear flow[J]. *J Cryst Growth*, 1998, 194(3/4): 406–425.
- [6] JEONG J H, GOLDENFELD N, DANTZIG J A. Phase field model for three-dimensional dendritic growth with fluid flow[J]. *Phys Rev E*, 2001, 64(4): 1602–1616.
- [7] LU Y, BECKERMANN C, RAMIREZ J C. Three-dimensional phase-field simulations of the effect of convection on free dendritic growth[J]. *J Cryst Growth*, 2005, 280(1/2): 320–334.
- [8] 陈玉娟, 陈长乐. 相场法模拟对流速度对上游枝晶生长的影响[J]. *物理学报*, 2008, 57(7): 4585–4589.
CHEN Yu-juan, CHEN Chang-le. Simulation of the influence of convection velocity on upstream dendritic growth using phase-field method[J]. *Acta Physica Sinica*, 2008, 57(7): 4585–4589.
- [9] CHEN Zhi, CHEN Chang-le, HAO Li-mei. Numerical simulation of succinonitrite dendritic growth in a forced flow[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 21(6): 444–450.
- [10] 陈 志, 陈长乐, 郝丽梅. 相场参数对强制流动下枝晶生长影响的模拟研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(7): 1209–1213.
CHEN Zhi, CHEN Chang-le, HAO Li-mei. Effect of phase field parameters on the dendritic growth in a forced convection[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38(7): 1209–1213.
- [11] ZHU M F, LEE S Y, HONG C P. Modified cellular automaton model for the prediction of dendritic growth with melt convection[J]. *Phys Rev E*, 2004, 69(6): 1610–1622.
- [12] 朱鸣芳, 戴 挺, 李成允, 洪俊杓. 对流作用下枝晶生长行为的数值模拟[J]. *中国科学 E*, 2005, 35(7): 673–688.
ZHU Ming-fang, DAI Ting, LEE Cheng-yun, HONG Chunp-yo. Modeling of dendritic growth in the presence of convection[J]. *Science China E*, 2005, 35(7): 673–688.
- [13] 孙东科, 朱鸣芳. CA-LB 模型模拟对流枝晶生长[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(S1): 84–89.
SUN Dong-ke, ZHU Ming-fang. Cellular automaton-lattice Boltzmann model for modeling of dendritic growth in flowing melt[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metal*, 2007, 17(S1): 84–89.
- [14] 杨朝蓉, 孙东科, 潘诗琰, 戴 挺, 朱鸣芳. CA-LBM 模型模拟自然对流作用下的枝晶生长[J]. *金属学报*, 2009, 45(1): 43–50.
YANG Chao-rong, SUN Dong-ke, PAN Shi-yan, DAI Ting, ZHU Ming-fang. CA-LBM model for the simulation of dendritic growth under natural convection[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2009, 45(1): 43–50.
- [15] EIKEN J, BOTTGER B, STEINBACH I. Phase field simulations of microstructure evolution during solidification of magnesium-based alloys[C]//*Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes-XI*, TMS, 2006: 489–493.
- [16] 缪家明, 荆 涛, 柳百成. 镁合金枝晶形貌的相场方法模拟[J]. *金属学报*, 2008, 44(4): 483–488.
MIAO Jia-ming, JING Tao, LIU Bai-cheng. Numerical simulation of dendritic morphology of magnesium alloys using phase field method[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2008, 44(4): 483–488.
- [17] 刘志勇, 许庆彦, 柳百成. 铸造镁合金的枝晶生长模拟[J]. *金属学报*, 2007, 43(4): 367–373.
LIU Zhi-yong, XU Qing-yan, LIU Bai-cheng. Modeling of dendrite growth for the cast magnesium alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2007, 43(4): 367–373.
- [18] 付振南, 许庆彦, 熊守美. 基于概率捕获模型的元胞自动机方法模拟镁合金枝晶生长过程[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(10): 1567–1573.
FU Zhen-nan, XU Qing-yan, XIONG Shou-mei. Numerical simulation on dendrite growth process of Mg alloy using cellular automaton method based on probability capturing model[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(10): 1567–1573.
- [19] WHEELER A A, MURRAY B T, SCHAEFER R J. Computation of dendrites using a phase field model[J]. *Physica D*, 1993, 66(1/2): 243–262.
- [20] BECKERMANN C, DIEPERS H J, STEINBACH I, KARMA A, TONG X. Modeling melt convection in phase-field simulations of solidification[J]. *J Comp Phys*, 1999, 154(2): 468–496.
- [21] MALTAIS A, DUBE D, FISET M, LAROCHE G, TURGEON S. Improvements in the metallography of as-cast AZ91 alloy[J]. *Materials Characterization*, 2004, 52(2): 103–119.
- [22] KARMA A, RAPPEL W J. Phase-field model of dendritic sidebranching with thermal noise[J]. *Phys Rev E*, 1999, 60(4): 3614–3625.
- [23] 朱昌盛, 王智平, 荆 涛, 肖荣振. 二元合金微观偏析的相场法数值模拟[J]. *物理学报*, 2006, 55(3): 1502–1507.
ZHU Chang-sheng, WANG Zhi-ping, JING Tao, XIAO Rong-zhen. Numerical simulation of solute segregation patterns for a binary alloy using phase-field approach[J]. *Acta Physica Sinica*, 2006, 55(3): 1502–1507.

(编辑 龙怀中)