

基于三相模型的 Al-4Cu 合金半连铸圆锭的宏观偏析数值模拟

罗海军¹, 介万奇¹, 郑永健², 吴孟怀², 高志明¹

(1. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072)

(2. University of Leoben, A-8700 Leoben, Austria)

摘要: 采用基于 Eulerian-Eulerian 方法的等轴晶、柱状晶以及熔体三相完全混合的凝固模型计算了半连铸 Al-4Cu 铝合金圆锭的宏观偏析。在热溶质对流的基础上, 模型考虑了等轴晶的移动, 柱状晶对浮游等轴晶的捕获, 以及等轴晶和柱状晶的相互竞争生长行为。模拟结果表明, 铸锭出现了明显的底部锥形负偏析区 (CET 转变区域), 铸锭中心正偏析带, 毗邻中心的负偏析区, 以及铸锭 1/2 半径处正偏析带, 总的偏析形态呈现 W 型, 与铸锭实际情况基本一致。此外, 铸造速度相较于浇注温度对铸锭宏观偏析的影响更大。

关键词: 三相模型; 宏观偏析; 数值模拟; 圆锭; 半连铸

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3030-08

半连续铸造是大规格锻造用铝合金铸锭的主要生产工艺^[1]。而宏观偏析是伴随这一生产过程中不可克服的缺陷之一。宏观偏析即铸件或铸锭凝固过程中大范围的成分不均匀现象。其形成机制是凝固过程中溶质在固/液两相之间再分配, 随后由溶质富集的熔体在糊状区的相对运动以及溶质贫瘠的自由枝晶沉积而引起的宏观成分不均匀。较为共知的形成宏观偏析传输机制主要有: 热溶质对流、凝固收缩、浮游晶粒运动以及应力-应变引起的糊状区变形。铸锭的最终偏析类型由以上 4 种机制的共同作用决定。宏观偏析相关的细节叙述可见参考文献[2-5]。

自从 20 世纪 60 年代, Flemings^[6]提出了宏观偏析的解析模型(局部溶质再配方方程-LSRE)并奠定了其理论基础, 之后宏观偏析的模型化研究才蓬勃发展起来。其中, 两类研究方法具有代表性, 一类是单区域法, 即采用同一组控制方程描述凝固过程中的液相区、两相区和固相区的传输现象; 另一类是多区域法, 即不同区域采用不同的控制方程并通过复杂边界来耦合传输现象。因单区域法不需跟踪界面而便于计算, 此类方法研究的较多。单区域法又发展为两大类, 采用统一控制方程描述混合相的连续介质模型和分别描述各相及界面传输的多相模型, 而基于体积平均的多相模型因其能够对凝固传输过程中的宏微观现象实现双向耦合, 而被广泛地应用于多尺度耦合模拟

研究中。

近年来, 采用多相法模拟宏观偏析多集中于大型钢锭的研究^[7-13]。在半连铸过程中, 为求解方便而普遍使用连续介质模型来模拟铸锭的宏观偏析^[14-17]。而对于多相模型在模拟半连续铸造过程中的宏观偏析还比较少见。早期(20 世纪末期), Reddy 和 Beckerman^[18]基于简化的两相法研究了糊状区渗透率、热溶质对流以及凝固收缩对 Al-4.5Cu 圆锭宏观偏析类型的影响。他们认为中心偏析的正负取决于糊状区的晶粒密度和渗透率, 但其未考虑自由等轴晶的运动对宏观偏析的影响, 即未使用晶粒传输方程, 且忽略了枝晶形貌对晶粒长大的影响, 固相处理也过于简化。近来, Založnik 等人^[19]采用两相法研究了传输机制对半连铸 A7449 铝合金方锭中宏观偏析形成的影响。他们分析了导致宏观偏析的传输机制如凝固收缩、自然对流及晶粒运动的单独和联合效应, 但是未考虑铸锭中的柱状晶-等轴晶转变。而 Zhang 等^[20,21]则基于连续模型研究了低频电磁连铸对高强韧铝合金铸锭的宏观偏析的影响。

本研究采用 Wu 和 Ludwig 建立的三相模型^[22], 对半连铸 Al-4 Cu 合金圆铸锭进行宏观偏析的数值模拟, 该模型将固相细分为柱状晶相和等轴晶相, 且考虑了等轴晶的形核及长大、晶粒的沉降以及柱状晶向等轴晶转变, 能更准确地模拟凝固过程。

收稿日期: 2018-03-07

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(2016YFF0101301)

作者简介: 罗海军, 男, 1985 年生, 博士生, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88495414, E-mail: lhj273@163.com

1 数学模型

1.1 模型描述

基于 Eulerian-Eulerian 三相模型的数学模型如表 1 所示。半连铸凝固过程中铸锭内部视为三相，即可自由移动液相(l)，等轴晶相(e)，以及不能移动的柱状晶相(c)，相应的体积分数分别为 f_l, f_e, f_c ，且满足 $f_l+f_e+f_c=1$ 。等轴晶视为球状枝晶结构，采用 Rappaz 提出的三参数的异质形核模型^[23]，等轴晶的生长由溶质扩散理论计算；柱状晶近似为圆柱状并从结晶器壁面开始向铸锭中心生长，且不求解其动量方程；Al-Cu 二元合金相图的液/固相线作线性化处理，因此平衡分配系数 k 以及液相线斜率 m 均为常数；凝固过程中的

热溶质对流采用 Boussinesq 近似；糊状区渗透率采用 Blake-Kozeny 关系^[22]，即渗透率 $K=6 \times 10^{-4} \lambda_1^2 f_l^2 / (1-f_l)^2$ ，其中 λ_1 为一次枝晶间距。

1.2 阻断机制

在半连铸计算过程中，异质形核过冷度设置为 4 K，当过冷度小于 4 K 时，柱状晶被限制生长；当等轴晶体积分数 $f_e \geq 0.49$ 时，柱状晶向等轴晶转变（硬碰撞）；另外，当等轴晶直径大于柱状晶一次枝晶臂间距时，等轴晶依附于枝晶干而停止生长，且当捕获分数 $f_c \geq 0.2$ 时，等轴晶被捕获并强制随柱状晶生长而运动^[24]；同时当计算中设定临界固相分数 $f_c+f_e \geq 0.637$ 时，等轴晶停止运动。

表 1 三相模型中的守恒方程，源项和交换项，辅助关系

Table 1 Conservation equations, source and exchange terms and auxiliary equations in the three-phase model^[22]

Equation name	Mathematical equations	No.
Mass	$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l) = M_{el} + M_{cl}$	(1)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_e \rho_e) + \nabla \cdot (f_e \rho_e \mathbf{u}_e) = M_{le} + M_{ce}$	(2)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c) + \nabla \cdot (f_c \rho_c \mathbf{u}_c) = M_{lc} + M_{ec}$	(3)
Momentum	$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l \mathbf{u}_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l \otimes \mathbf{u}_l) = -f_l \nabla p + \nabla \cdot \bar{\tau}_l + f_l [\beta_T (T^{\text{ref}} - T_l) + \beta_c (c^{\text{ref}} - c_l)] \mathbf{g} + \mathbf{U}_{cl} + \mathbf{U}_{el}$	(4)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_e \rho_e \mathbf{u}_e) + \nabla \cdot (f_e \rho_e \mathbf{u}_e \otimes \mathbf{u}_e) = -f_e \nabla p + \nabla \cdot \bar{\tau}_e + f_e (\rho_e - \rho_l) \mathbf{g} + \mathbf{U}_{le} + \mathbf{U}_{ee}$	(5)
	where, $\bar{\tau}_l = \mu_l f_l (\nabla \otimes \mathbf{u}_l + (\nabla \otimes \mathbf{u}_l)^T)$ $\bar{\tau}_e = \mu_e f_e (\nabla \otimes \mathbf{u}_e + (\nabla \otimes \mathbf{u}_e)^T)$	
Enthalpy	$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l h_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l h_l) = \nabla \cdot (f_l k_l \nabla \cdot T_l) + Q_{cl} + Q_{el}$	(6)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_e \rho_e h_e) + \nabla \cdot (f_e \rho_e \mathbf{u}_e h_e) = \nabla \cdot (f_e k_e \nabla \cdot T_e) + Q_{le} + Q_{ee}$	(7)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c h_c) + \nabla \cdot (f_c \rho_c \mathbf{u}_c h_c) = \nabla \cdot (f_c k_c \nabla \cdot T_c) + Q_{lc} + Q_{ec}$	(8)
Species	$\frac{\partial}{\partial t}(f_l \rho_l c_l) + \nabla \cdot (f_l \rho_l \mathbf{u}_l c_l) = \nabla \cdot (f_l \rho_l D_l \nabla c_l) + C_{cl} + C_{el}$	(9)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_e \rho_e c_e) + \nabla \cdot (f_e \rho_e \mathbf{u}_e c_e) = \nabla \cdot (f_e \rho_e D_e \nabla c_e) + C_{le} + C_{ee}$	(10)
	$\frac{\partial}{\partial t}(f_c \rho_c c_c) + \nabla \cdot (f_c \rho_c \mathbf{u}_c c_c) = \nabla \cdot (f_c \rho_c D_c \nabla c_c) + C_{lc} + C_{ec}$	(11)

Equation name	Mathematical equations	No.
Trans. Eq.	$\frac{\partial n}{\partial t} + \nabla(n\mathbf{u}_e) = N_e$	(12)
Nucleation	$N_e = \frac{dn}{dt} = \frac{d(\nabla T)}{dt} \cdot \frac{n_{\max}}{\sqrt{2\pi \cdot \nabla T_\sigma}} e^{-\frac{1}{2} \left(\frac{\nabla T - \nabla T_N}{\nabla T_\sigma} \right)^2}$	(13)
Exchange terms	$M_{le} = \frac{D_1}{(d_c/2) \cdot (1-k)} \cdot \left(1 - \frac{c_1}{(T-T_f)/m} \right) \cdot (n \cdot \pi d_e^2) \cdot \rho_e \cdot f_1$	(14)
Mass	$M_{lc} = \frac{D_1}{(d_c/2) \cdot (1-k)} \cdot \left(1 - \frac{c_1}{(T-T_f)/m} \right) \cdot \left[\ln \left(\frac{\lambda_1}{d_c} \right) \right]^{-1} \cdot (\pi d_c / \lambda_1^2) \cdot \rho_c f_1$	(15)
Momentum	$U_{ce} = \mathbf{u}^* \cdot M_{ce} + K_{ce} \cdot (\mathbf{u}_e - \mathbf{u}_c), U_{le} = \mathbf{u}^* \cdot M_{le} + K_{le} \cdot (\mathbf{u}_l - \mathbf{u}_c), U_{lc} = \mathbf{u}^* \cdot M_{lc} + K_{lc} \cdot (\mathbf{u}_l - \mathbf{u}_c)$	(16)
Enthalpy	$Q_{le} = h^* \cdot M_{le} + H^* \cdot (T_l - T_c), Q_{lc} = h^* \cdot M_{lc} + H^* \cdot (T_l - T_c), Q_{ce} = H^* \cdot (T_c - T_e)$	(17)
Species	$C_{le} = c^* \cdot M_{le}, C_{lc} = c^* \cdot M_{lc}, C_{ce} = c^* \cdot M_{ce}$	(18)
Mixture Conc.	$c_{\text{mix}} = \frac{c_1 \rho_1 f_1 + c_e \rho_e f_e + c_c \rho_c f_c}{\rho_1 f_1 + \rho_e f_e + \rho_c f_c}$	(19)
Grain Diam.	$d_e = (6 f_e / \pi \cdot n)^{1/3}$	(20)
Viscosity	$\mu_e = \mu_l / f_1 \cdot \left[(1 - f_s / f_s^c)^{-0.25 f_s^c} - (1 - f_s) \right]$	(21)

2 数值求解方法与边界条件

采用基于有限差分的控制容积法 (FVM) CFD 软件 FLUENT 求解守恒方程, 其中溶质方程和晶粒传输方程为用户自定义方程 (user defined scalar, UDS), 并将上述控制方程在网格节点上离散化为代数方程进行迭代求解。对各守恒方程的源项及相间交换项单独模型化, 并通过用户定义子函数 (user defined function, UDF) 加载到 FLUENT 中。采用压力速度-耦合的 SIMPLE 方法求解动量方程及质量守恒方程。为保证迭代收敛, 时间步长设为 10^{-3} s, 每一步最大迭代次数设置为 40, 连续性方程、动量守恒方程、体积分数、溶质传输及晶粒传输方程的残差设置为 10^{-4} , 能量方程残差设置为 10^{-7} 。在每一个时间步长内迭代求解过程中, 首先计算质量传输速率、混合浓度和晶粒直径等中间量, 然后计算动量、能量和溶质的交换项及其源项, 最后计算动量、质量、能量、溶质守恒方程及晶粒传输方程。

半连铸铸锭的 3D 模型、网格及边界条件如图 1 所示。为了简化计算, 结晶器传热系数、二冷区传热

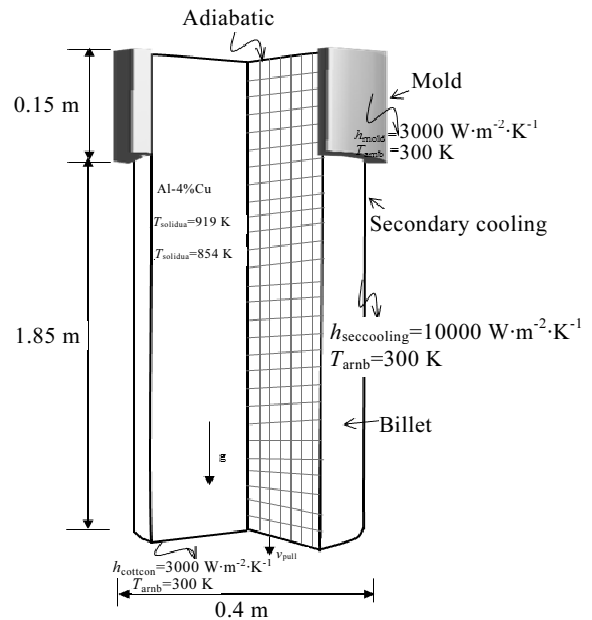


图 1 半连铸铸锭三维几何网格与边界
Fig.1 3D geometric meshes and boundaries of billet in DC casting

系数以及底部引锭杆传热系数均设为常数，其值分别为 3000, 10000, 3000 W/m²·K；冷却水温与环境温度设为 300 K。模拟计算过程中的热物性参数见表 2，其中与温度相关的热导率和比热均简化为常数，液相密度 $\rho_l = \rho_l(T, c_l) = \rho_0[1 - \beta_T(T - T_0) - \beta_c(c - c_0)]$ ，仅用于动量传输方程，其它传输方程中液固相密度设为常数。

3 结果与讨论

图 2 所示为不同时刻的液相速度和柱状晶相体积分数。高温熔体（液相）从浇包进入水冷结晶器后，形成稳固的凝固坯壳，随后铸锭在引锭杆的作用下，以铸造速度 0.001 m/s 从结晶器中匀速拉出(如图 2a)。熔体因结晶器的激冷而在凝固收缩产生的吸力作用下流向铸锭表面，同时熔体受到向下的重力、向上的溶质浮力以及等轴晶沉积而拖拽周边熔体向下运动的共同作用下发生流动。在凝固前沿，驱使熔体向下运动的力占主导地位，因此熔体向下流动并随着凝固前沿流向铸锭中心，在中心处形成顺时针涡流。计算结果显示，熔体速度的最大值比铸造速度大 1 个数量级。随着凝固的进行，柱状晶从铸锭表面向中心生长，遇熔体中心过冷形成的等轴晶而停止生长，形成如图所示的柱状晶区。图 2a~2c 是铸锭逐步到达稳态的过程，从图中可以看出，从启动阶段到稳态过程中，糊状区

的深度逐渐增加，熔体流动的最大速度也随液穴的深度增加而达到最大值 0.017 m/s。图 2d 表示达到稳态后最终凝固形成的 2 m 长规格的铸锭。

表 2 合金的热物性参数

Table 2 Thermophysical properties and alloy parameters^[25]

Parameter	Symbol	Unit	Value
Liquid density	ρ_l	kg/m ³	2606
Solid density	ρ_s	kg/m ³	2750
Liquid specific heat	c_l	J/kg·K	1054
Solid specific heat	c_s	J/kg·K	958
Liquid thermal conductivity	k_l	W/m·K	95.0
Solid thermal conductivity	k_s	W/m·K	180
Liquid diffusion coefficient	D_l	m ² /s	5.0×10^{-9}
Liquid viscosity	μ_l	kg/m·s	0.0013
Solutal expansion coefficient(Cu)	β_s	K ⁻¹	-0.73
Thermal expansion coefficient	β_T	K ⁻¹	1.17×10^{-4}
Melting point of Al	T_m	K	933.15
Eutectic temperature	T_{eut}	K	821
Eutectic composition	C_{eut}	wt%	33.2
Equilibrium partition coefficient	k_p	-	0.17
Reference temperature	T_0	K	884
Reference concentration (Cu)	C_0	wt%	4.0
Permeability constant	K_0	m ²	6.67×10^{-11}
Liquidus slope (Cu)	m_1	K/wt%	-334

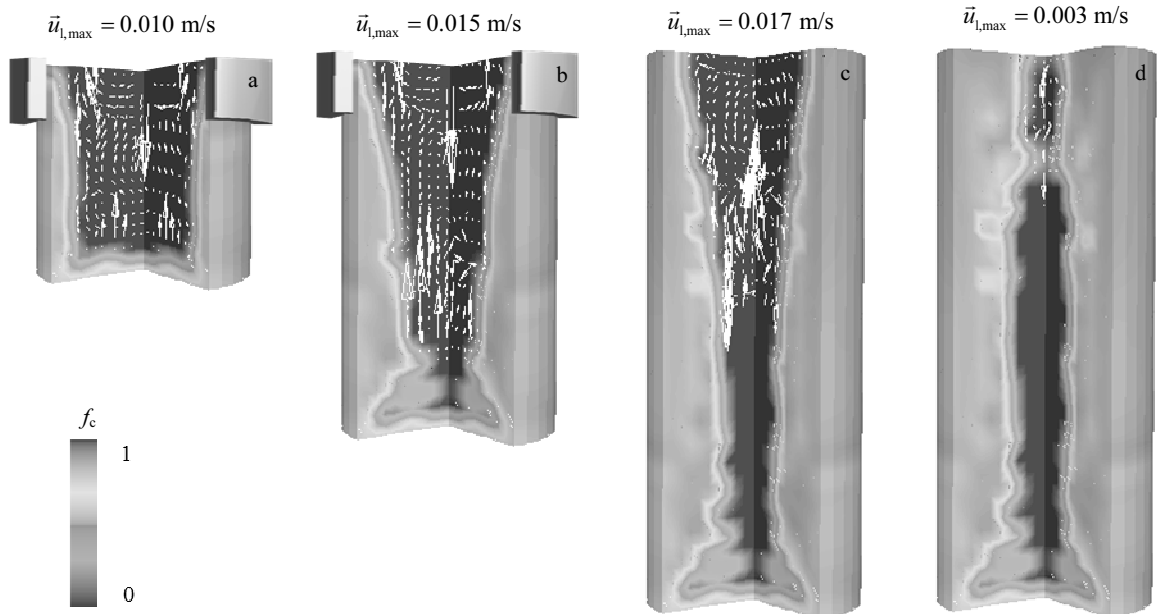


图 2 不同时刻的柱状晶相体积分数和液相速度

Fig.2 Volume fraction of columnar phase and the velocity of liquid phase at different time: (a) 400 s, (b) 900 s, (c) 1500 s (steady state), and (d) 2500 s (solidification end)

图 3 所示为不同时刻的等轴晶体积分数和等轴晶运动速度。熔体在水冷结晶器中激冷而大量形核并长大形成等轴晶，等轴晶一方面受到重力作用而下沉，另一方面受到熔体拖拽而随熔体一起运动。因此，等轴晶在大部分范围内表现出与熔体类似的流向，但是在整个凝固过程中等轴晶相对于熔体是向下运动的，其最大速度相较液相速度大约 60%，且不形成顺时针涡流（如图 3b 和 3c 所示）。同时，随着铸锭的逐渐冷却形成过冷度，铸锭中心等轴晶开始大量形核并阻碍

侧壁柱状晶的生长，如图 3d 在铸锭中心形成等轴晶带。此外，由于等轴晶密度较熔体大，已形核并长大的等轴晶相对于液相将下沉并聚集于铸锭底部。从图 3b 开始可以明显地看出，等轴晶聚集于铸锭底部，当等轴晶相的体积分数超过 0.49^[10]时，柱状晶被阻碍生长，而发生 CET 转变，形成锥形转变区。

图 4 所示为不同时刻的宏观偏析分布。从图 4a~4c 可以看出糊状区液相溶质富集，而铸锭底部形成锥形的负偏析区，铸锭的 1/2 半径靠近中心处形成正的偏

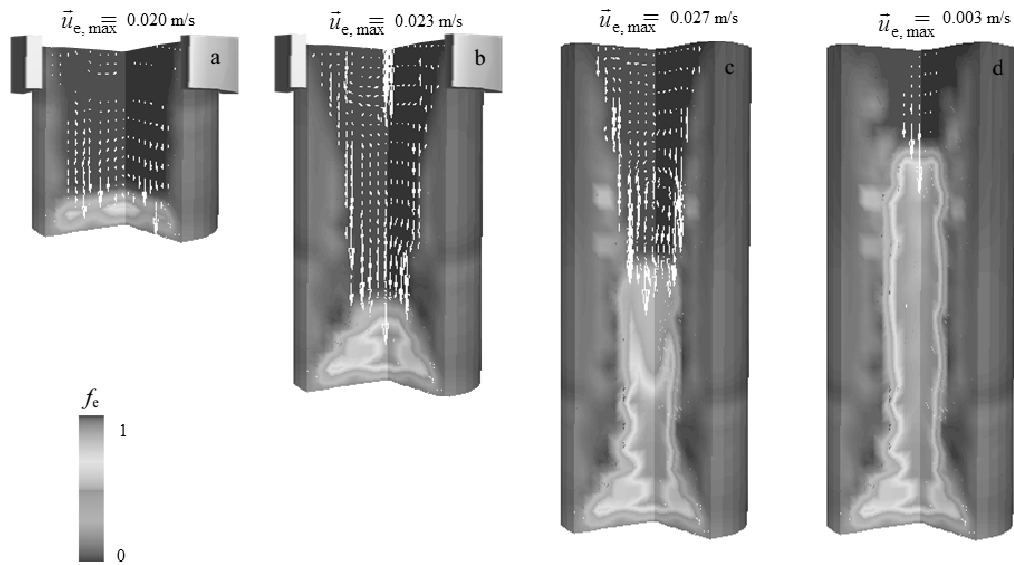


图 3 不同时刻的等轴晶体积分数和等轴晶运动速度

Fig.3 Volume fraction and the velocity of equiaxed phase at different time: (a) 400 s, (b) 900 s, (c) 1500 s (steady state), and (d) 2500 s (solidification end)

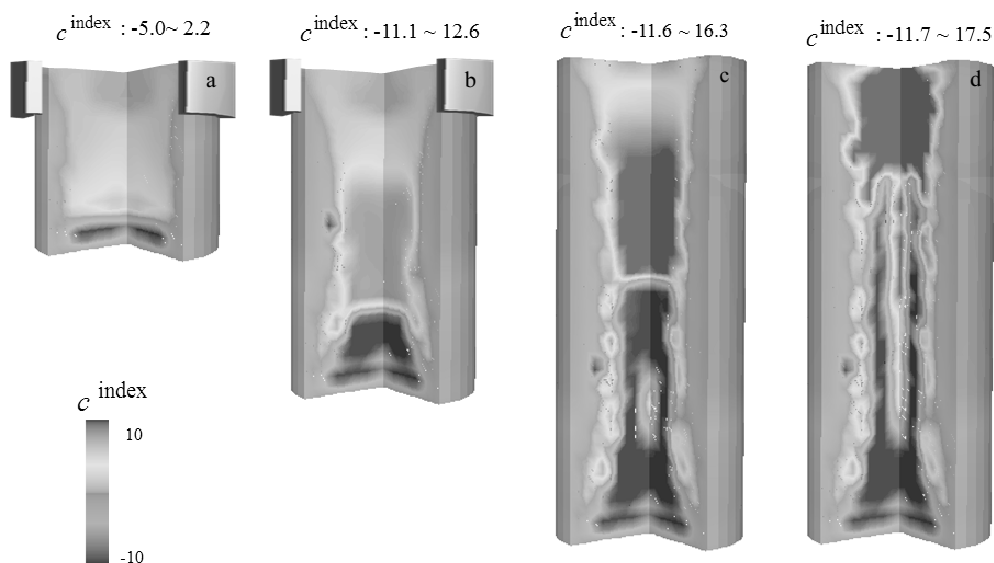


图 4 不同时刻的宏观偏析分布

Fig.4 Macrosegregation distribution at different time: (a) 400 s, (b) 900 s, (c) 1500 s (steady state), and (d) 2500 s (solidification end)

析带。图 4d 表示铸锭最终凝固后的偏析分布。可以看出，铸锭中心出现正的偏析带，铸锭整个的偏析形态类似 W 型（高-低-高-低-高），结果与实际情况基本一致。形成这种类型的原因在于等轴晶沉积的位置，其稍微偏离铸锭正中心，造成了这些沉积区域的负偏析，溶质富集的熔体被排挤向铸锭中心而形成正偏析带。同时，在铸锭的顶部，形成了较大的正偏析区域，此区域为最后凝固区域，溶质富集。

图 5 为浇注温度对宏观偏析的影响。如图所示，随着熔体浇注温度的增加，熔体的温度梯度增加，熔体流动的驱动力也增加，因而热溶质的对流加速，使得铸锭中心的正偏析加剧。而底部的负偏析区域增大，是因为热溶质对流会拖拽等轴晶，加速其沉积。另一方面，熔体过热度的增加使得液相等温线一定程度的下移，加深熔池的深度，为富集的溶质和等轴晶的沉积提供更多的机会。从图 5 中可以看出，浇注温度的增加对铸锭最大的负偏析值影响较小，而主要影响其正偏析的数值。

铸造速度对宏观偏析的影响如图 6 所示。随着铸造速度的增加，铸锭的宏观偏析显著地增加，这是因为铸造速度对铸锭内部熔池的影响比较显著。从图 6 中可以看出，随着铸造速度的增加，熔池深度加深，熔体的热-溶质对流和等轴晶的运动速度显著增加，这给铸锭中心和底部的偏析带来显著的影响。最大正偏析从图 6a 的 23.1 增加到图 6d 的 51.7，增幅 1 倍以上，最大负偏析从-16.2 增加到-26，增幅约 40%。更深的熔池深度给等轴晶的沉积提供更多的机会，更陡峭的

熔池倾斜度促进凝固收缩引起的流动，而收缩流动会导致负偏析的加剧。

综上，由图 5 和图 6 可知，铸造速度相较于浇注温度对铸锭宏观偏析具有更大影响。浇注温度从 951 K 起，其值每增加 20 K，偏析的最大值相应地增加 4.5%，1.7%，7.8%，而铸造速度由 30 mm/min 起每增加 30 mm/min，偏析的最大值相应地增加 44.1%，8.7%，42.8%。铸锭的宏观偏析对铸造速度更加敏感。这是因为相较于铸造温度而言，随着铸造速度增加，液相线和固相线大幅度下降，两相区宽度变得更宽，导致熔池和铸锭内部温度梯度增加，使得热浮力相应地增加，从而导致流动速度增加。另一方面，等温线的下移和两相区的变宽，导致先凝固的溶质贫瘠晶粒沉降面积增加，进而加剧铸锭的宏观偏析。

图 7 所示为截取铸锭中部沿半径方向上（从铸锭中心向铸锭表面）的相对宏观偏析分布曲线，所示模拟结果（选取铸造速度为 60 mm/min 的算例数据）与文献[26]实验条件下测量的结果基本一致。在铝合金的半连铸过程中，铸造速度是引起铸造过程中各物理场发生变化最为显著的工艺参数，而浇注温度同样也是另一个重要的工艺参数，更高的浇注温度不仅会带来更严重的宏观偏析，而且会烧损合金液并消耗更多的能源。因此，在保证生产效率的前提下，应适当地降低铸造速度（在此算例中本文推荐 60 mm/min）和采用合理的浇注温度（971 K）来提高铸锭产品的质量。

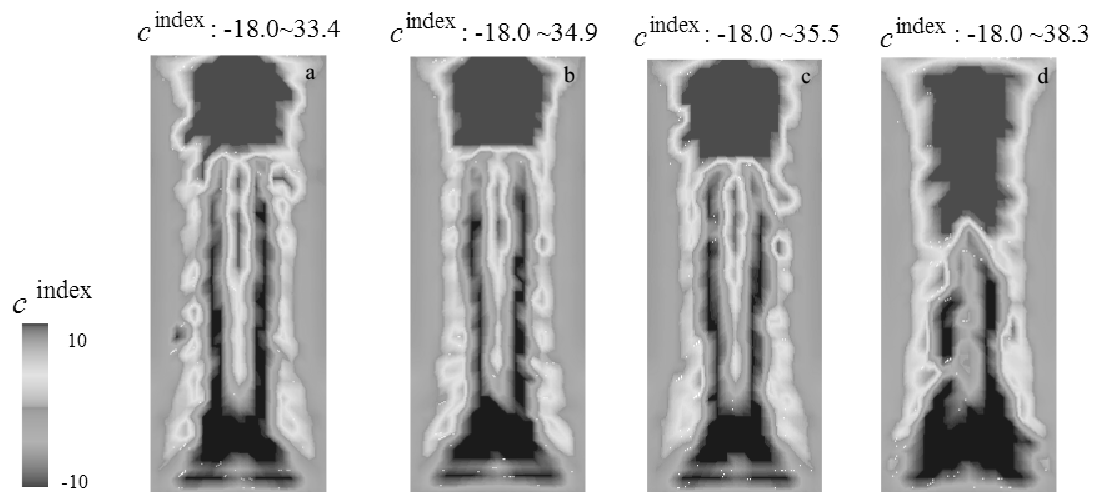


图 5 浇注温度对宏观偏析的影响

Fig.5 Influence of casting temperature on the distribution of macrosegregation: (a) 951 K , (b) 971 K, (c) 991 K, and (d) 1031 K

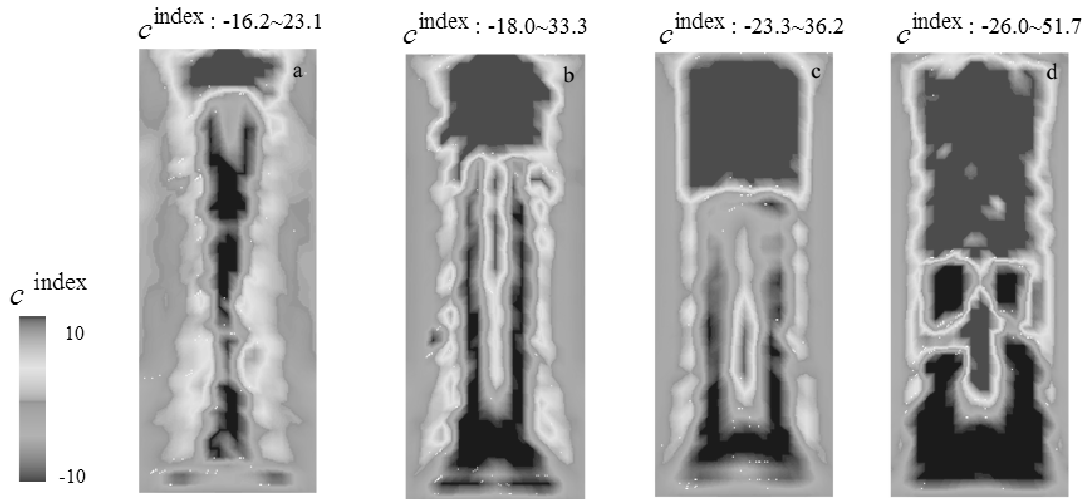


图 6 铸造速度对宏观偏析的影响

Fig.6 Influence of casting speed on the distribution of macrosegregation: (a) 30 mm/min, (b) 60 mm/ min, (c) 90 mm/ min, and (d) 120 mm/ min

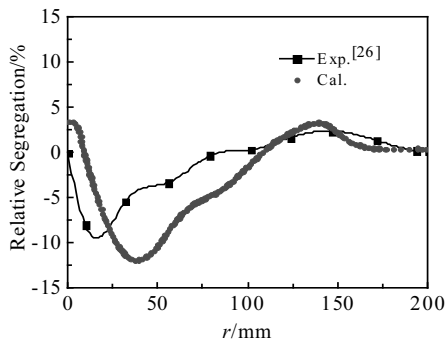


图 7 模拟计算结果 (图 6b 算例) 与实验结果对比
Fig.7 Comparison of simulation and experiment result

4 结 论

1) 基于三相模型可以预测半连铸 Al-4.0Cu 合金圆锭的宏观偏析。

2) 铸锭出现了明显的底部锥形负偏析区 (CET 转变区域), 铸锭中心的正偏析带, 毗邻中心的负偏析区, 以及铸锭 1/2 半径处正偏析带, 总的偏析形态呈现 W 型。熔体流场具有明显的顺时针涡流。

3) 随着浇注温度的增加, 偏析程度有一定的增加, 而浇注速度增加则更显著影响铸锭的宏观偏析。

参考文献 References

[1] Grandfield J F, Eskin D G, Bainbridge I. *Direct-Chill Casting of Light Alloys*[M]. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc,

2013: 91
 [2] Beckermann C. *International Materials Reviews*[J], 2002, 47(5): 243
 [3] Eskin D G. *Physical Metallurgy of Direct Chill Casting of Aluminum Alloys*[M]. Boca Raton: CRC Press, 2008: 56
 [4] Nadella R, Eskin D G, Du Q *et al. Progress in Materials Science*[J], 2008, 53(3): 421
 [5] Pickering E J. *ISIJ International*[J], 2013, 53(6): 935
 [6] Flemings M C, Nereo G E. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*[J], 1967, 239: 1449
 [7] Wang Tongmin(王同敏), Yao Shan(姚 山), Zhang Xinguo(张兴国) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2006, 42(6): 591
 [8] Wang Tongmin(王同敏), Li Tingju(李挺举), Cao Zhiqiang(曹志强) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2006, 42(6): 584
 [9] Combeau H, Založnik M, Hans S *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2009, 40(3): 289
 [10] Li J, Wu M, Ludwig A *et al. International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2014, 72 (100): 668
 [11] Li W, Shen H, Zhang X *et al. Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 2014, 45(2): 464
 [12] Ge H, Li J, Han X *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 227: 308
 [13] Li Jun(李 军), Ge Honghao(葛鸿浩), Wu Menghuai(吴孟怀) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2016, 52(9): 1096

- [14] Vreeman C J, Incropera F P. *International Journal of Heat and Mass Transfer*[J], 2000, 43(5): 687
- [15] Du Q, Eskin D G, Katgerman L. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38(1): 180
- [16] Vusanovic I. *International Journal of Cast Metals Research*[J], 2009, 22: 1
- [17] Ellingsen K, Mortensen D, Hamdi M M. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2015, 84(1): 605
- [18] Reddy A V, Beckermann N C. *Metallurgical & Materials Transactions B*[J], 1997, 28(3): 479
- [19] Založnik M, Kumar A, Combeau H *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2011, 13(7): 570
- [20] Zhang H, Nagaumi H, Zuo Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 448(1-2): 189
- [21] Zhao Z, Cui J, Dong J *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182(1-3): 185
- [22] Wu M, Ludwig A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(5): 1613
- [23] Rappaz M, Gandin C A. *Acta Metallurgica Materialia*[J], 1993, 41(2): 345
- [24] Hao J, Lin Y J, Nie Y *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2015, 84: 12
- [25] Založnik M, Šarler B. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 413-414: 85
- [26] Vreeman C J, Schloz J D, Krane M J M. *Journal of Heat Transfer*[J], 2002, 124(5): 947

Numerical Simulation for Macroseggregation of Al-4Cu Alloy Ingot During Direct Chill Casting Based on Three-Phase Model

Luo Haijun¹, Jie Wanqi¹, Zheng Yongjian², Wu Menghuai², Gao Zhiming¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Universitaet of Leoben, A-8700 Leoben, Austria)

Abstract: A mixed three-phase solidification model based on the Eulerian-Eulerian approach and the volume average method for macroseggregation were applied to predict the segregation in Al-4Cu alloy ingot during direct chill casting (DC). In addition to the thermosolutal buoyancy flow, we considered the movement of equiaxed crystals, the capture of equiaxed crystals by growing columnar crystals and the interaction and impingement between columnar and equiaxed crystals in the model. The results show that a conical zone of negative segregation is obviously observed at the bottom of the ingot. Negative segregation is also observed adjacent to the center, whereas positive segregation is obtained in the center and middle of the radius. This W-type segregation profile is in agreement with the measured experimental data obtained from literatures. At the same time, the influence of pouring temperature and casting speed on macroseggregation were also studied. It indicates that casting speed has a greater effect on segregation than the pouring temperature.

Key words: three phase model; macroseggregation; numerical simulation; ingot; direct chill casting

Corresponding author: Jie Wanqi, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88495414, E-mail: jwq@nwpu.edu.cn