文章编号: 1004-0609(2013)01-0091-08

A356/SiCp 垂直向上吸铸增强颗粒的流动与分布

孙凤振,赵海东,赵 宇,董普云,陈飞帆

(华南理工大学 国家金属材料近净成形工程技术研究中心,广州 510640)

摘 要:采用搅拌铸造法制备 A356/10%SiC_p(100 μm)垂直向上吸铸件,采用显微数字图像分析系统定量分析铸件 不同位置 SiC 颗粒的含量。基于欧拉--拉格朗日方法,建立颗粒增强铝基复合材料充型过程的数学模型,完成了 实验铸件复合材料流动与 SiC 颗粒分布的模拟。对模拟和实验结果进行比较和验证分析。结果表明,在充型开始 部位型壁附近出现 SiC 颗粒富集层;随着充型距离的增加,SiC 颗粒向铸件型腔中心运动,在铸件前端中心部位 SiC 颗粒含量稍高;沿充型方向,铸件中 SiC 颗粒含量降低。

关键词: A356/SiC_p; 充型过程; 颗粒分布; 数值模拟 中图分类号: O 242.1; TB 333 文献标志码: A

Flow and distribution of reinforced particulates in A356/SiC_p vertical upwards suction casting

SUN Feng-zhen, ZHAO Hai-dong, ZHAO Yu, DONG Pu-yun, CHEN Fei-fan

(National Engineering Research Centre of Metallic Materials Near-Net-Shape Forming for Metallic Mateirals, South China University of Technology, Guangzhou 510640, China)

Abstract: An A356/10%SiC_p(100 μ m) upward suction casting was conducted with stirring casting technique. The SiC_p contents of different sections in the casting were quantitatively measured with micro digital image analysis system. Based on the Eulerian–Lagrangian method, a model for the particle reinforced-composite casting mold filling was presented. It was applied to the composite liquid flow and SiC particulate distribution in the experimental casting. The simulation results were compared and validated with the experimental ones. The results show that the SiC particulates are prone to be aggregated near the mold wall at the casting filling beginning part; they move towards the centre as the filling distance increases, resulting in slightly higher content of SiC particulate within the centre part in the casting front; the SiC particulate contents decrease along the upward mold filling direction.

Key words: A356/SiC_p; mold filling; particulate distribution; numerical simulation

颗粒增强铝基复合材料拥有较高的比强度、硬度、弹性模量和较优的耐磨性,主要用于汽车、电子封装、航空航天等领域^[1-2]。铸造方法因其高效、低成本的优势而广泛应用于复合材料的成形^[3]。在颗粒增强复合材料铸件中,颗粒分布对铸件的力学性能和物理性能有很大的影响,得到了研究者的高度关注。SIN等^[4]发现在 AZ91D 熔模铸件中 Al-Mn 颗粒偏聚在铸件的表面部位,而其他部位颗粒较少,两者间颗粒含

量相差高达 10 倍; YOUSSEF 等^[5]研究了 TiB₂/CP-Al 复合材料凝固前沿临界速度对颗粒分布的影响; CETIN 和 KALKANLI^[6]研究了凝固速度对 A356/SiC_p 中颗粒分布的影响; WATSON 等^[7]发现随着 CP-Al/ 6.4%TiB₂(体积分数)熔体保温时间的增加,颗粒团聚 现象减轻; HASHIM 等^[8]和 NAHER^[9-10]等研究了搅拌 法制备复合材料熔体过程中坩埚内流场和颗粒的分布 规律,分析了颗粒分布的主要影响因素,并优化了复

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50975093);国家科技"十二五"支撑计划项目(2011BAE21B02);中央高校科研业务费资助项目(2012ZP0006) 收稿日期: 2012-02-26;修订日期: 2012-06-18

通信作者:赵海东,教授,博士;电话: 020-87112948-302; E-mail: hdzhao@scut.edu.cn

合材料熔体的制备工艺。

铸造成形包括充型和凝固过程,由于增强颗粒与 液相间属于典型的液固两相流,两者间存在相对流动, 所以充型过程必然影响颗粒的分布。ZHANG 等^[11]在 Al-Si-B₄C 壳体压铸件中发现不同宏观部位增强颗粒 含量出现差异,富集部位 B₄C 含量达 15%(体积分数), 而有的部位仅 5%(体积分数)。由于凝固过程造成的颗 粒偏析仅是微观尺度的(文献[6]指出该尺度范围为 150~500 μm),所以,铸件宏观部位增强颗粒分布不均 匀源于充型过程中增强颗粒与液相的相对流动。但目 前关于充型过程复合材料熔体及增强颗粒流动的研究 极少。

为此,本文作者采用吸铸方法制备 A356/SiC_p 复 合材料铸件,定量分析铸件不同部位的 SiC 颗粒含量; 基于欧拉-拉格朗日方法,对铸件充型过程复合材料 熔体和 SiC 颗粒的流动进行多相流模拟,对实验和模 拟结果进行对比分析,探讨充型过程中增强颗粒的流 动行为与分布规律。

1 吸铸实验

1.1 实验过程

实验所设计的复合材料吸铸装置如图 1 所示,包 括石墨坩埚、电炉、真空泵和型腔为 *d*40×*H*400 mm 的 H13 模具等。实验前,将尺寸为 100 μm 的 SiC 颗 粒进行超声波清洗,去除表面杂质,在 70 ℃下烘干 12 h; 然后,将 SiC 颗粒在 700 ℃下加热 4 h,目的是 在颗粒表面形成一层 SiO₂,改善SiC 颗粒与 A356 基



图1 复合材料吸铸实验装置

Fig. 1 Experimental system for composite suction casting:
1—Crucible; 2—Molten composite; 3—Casting; 4—Holder;
5—Mold; 6—Furnace; 7—Air pump

体的润湿性^[12-13],并减小与基体的温差。将 A356 合 金加热到 700 ℃,在转速为 300 r/min 的机械搅拌下, 将占复合材料熔体体积 10%的 SiC 颗粒缓慢加入,加 入完毕后升温至 700 ℃,再次搅拌 30 min 后除气、除 渣。将预热至 300 ℃的模具垂直深入液面以下,开启 真空泵,型腔内形成 0.075 MPa 的负压,完成复合材 料熔体自下而上充填型腔,凝固后取出铸件。

由于模具底部插入坩埚液面以下,实验制备的复合材料铸件高度为 350 mm,小于模具型腔高度。将铸件沿轴线切分为两半,选取图 1 所示的 S1、S2 和 S3 截面(距模具底面分别为 110、190 和 270 mm),进行打磨抛光,在 Keyence VHX600 三维超景深显微镜和 Leica 显微镜下进行微观组织观察,运用 Image-Pro软件分析 S1、S2 和 S3 截面不同径向位置(r=0, 10, 19 mm)SiC 颗粒含量,对各位置 5 个视场以上进行定量分析后取平均值。

1.2 实验结果

图 2 所示为 S1、S2 和 S3 截面未腐蚀的宏观照片。





Fig. 2 Macro photographs of selected sections in casting: (a) *S*1; (b) *S*2; (c) *S*3

从图 2 中可知, S1 和 S2 截面外侧 SiC 颗粒含量比中 心部位的高,而在 S3 截面中颗粒分布相对均匀。图 3 所示为使用三维超景深显微镜拍摄的 S1 和 S3 截面边 缘部位图片。图 3 明显表明在 S1 截面边缘处 SiC 颗 粒富集,而 S3 截面边缘处颗粒含量较低。

图 4 所示为 S1 和 S3 截面的 R/2(R 为铸件半径)和 R 处的显微组织。PRABU 等^[14]指出,当制备工艺不当 时复合材料易出现颗粒团聚和孔洞。图 4 表明,实验 中非规则形状的 SiC 颗粒能单独分布,未出现明显的 团聚现象;颗粒与基体界面接触良好,两者间孔洞极 少,表明铸件中 SiC 颗粒与基体的润湿较好。因此, 采用本工艺能有效地制备 A356/SiC_p复合材料。

表 1 所列为所选截面不同径向位置的 SiC 颗粒体 积分数的定量分析结果。测量的 SiC 颗粒体积分数平 均值为 5.7%,低于颗粒名义含量 10.0%,其原因为除 气、除渣过程造成了一定的颗粒损失以及部分颗粒在 搅拌铸造过程粘附于坩埚内壁。由表 1 可知,在 S1、 S2 和 S3 截面中 SiC 颗粒含量逐渐降低,表明沿铸件



- 图 3 铸件选取截面边缘处的三维超景深显微照片
- Fig. 3 3D super depth digital micro photographs of selected section rim parts in casting: (a) S1; (b) S3



图 4 铸件 S1 和 S3 截面 R/2 和 R 处的显微组织

Fig. 4 Metallographs of locations in sections of R/2 in S1(a), R in S1 (b), R/2 in S3 (c) and R in S3 (d) in casting

表1 截面不同径向位置的 SiC 颗粒体积分数

 Table 1
 Volume fractions of SiC particulates at different locations along radius direction in sections

Section -	Volume fraction/%		
	0	10 mm	19 mm
<i>S</i> 1	3.9	6.7	11.7
<i>S</i> 2	2.8	6.1	10.4
<i>S</i> 3	4.4	2.2	2.7

充型方向 SiC 颗粒含量降低;在 S1 和 S2 截面上,沿 径向向外 SiC 颗粒含量增加;而 S3 截面上颗粒分布 相对均匀,中心部位的 SiC 颗粒含量比其他两个部位 的 SiC 颗粒含量高。

2 数学模型与模拟结果

铸造充型过程数值模拟已由单相流^[15]逐步向多相流^[16-18]发展,对于颗粒增强复合材料充型过程,空 气、液态熔体和增强颗粒三相发生流动,其中空气和 增强颗粒分别为连续相和离散相,当增强颗粒的体积 分数不大于 10%时,也可以认为复合材料熔体是连续 相^[19]。

2.1 数学模型

基于计算流体力学的欧拉法,利用 VOF 方法求解 如下连续性、动量、能量和体积函数方程,得到充型 过程连续相(复合材料熔体和空气)的流动方程^[20-21]。

连续性方程:

$$\operatorname{div}(\boldsymbol{U}) = 0 \tag{1}$$

动量方程:

$$\frac{\partial u}{\partial t} + \operatorname{div}(uU) = \operatorname{div}(v\operatorname{grad} u) - \frac{1}{\rho}\frac{\partial p}{\partial x} + \frac{S_u}{\rho} + F_x$$
(2)

能量方程:

$$\frac{\partial T}{\partial t} + \operatorname{div}(UT) = \frac{\lambda}{\rho c} \operatorname{div}(\operatorname{grad} T) + \frac{S_T}{\rho}$$
(3)

体积函数方程:

$$\frac{\partial f_V}{\partial t} + \operatorname{div}(Uf_V) = 0 \tag{4}$$

式中: U 是连续相速度; $u \in U$ 在 x 方向的速率; v 是运动黏度; ρ 是密度; c 是比热容; λ 是导热系数;

t是时间; p是压力; T是温度; F_x 是质量力; S_u 和 S_T 是源项; f_V 是体积函数; x表示空间某方向。

在复合材料熔体流动计算的基础上,利用拉格朗 日方法计算增强颗粒的流动。颗粒在某方向的动量方 程如式(5)所示

$$\frac{\mathrm{d}u_{\mathrm{p}}}{\mathrm{d}t} = F_D(u - u_{\mathrm{p}}) + \frac{g_x(\rho_{\mathrm{p}} - \rho)}{\rho_{\mathrm{p}}} + F_{\mathrm{px}}$$
(5)

式中: F_{px} 是颗粒的其他单位质量力; $F_D(u-u_p)$ 是颗粒的单位质量曳力,其中

$$F_D = \frac{I8\mu}{\rho_p d_p^2} \frac{C_D Re_p}{24} \tag{6}$$

式中: u_p 是颗粒在x方向的速度; μ 是动力黏度; ρ_p 是颗粒密度; d_p 是颗粒直径; Re_p 是颗粒雷诺数; C_D 为与颗粒雷诺数和形状系数相关的曳力系数^[22]。

在充型过程中,由于模具的冷却作用,复合材料 熔体温度降低,继而熔体黏度增加,黏度对流体流动 具有重要影响,因此,在模拟计算过程中将黏度处理 为随温度而变化的变量。模拟中,复合材料熔体的黏 度(µm)、比热容(cm)和导热系数(\\u03c6m)分别由式(7)~(9)确 定^[19,23]

$$\mu_{\rm m} = (1 + 2.5C_V)\mu_{fT} \tag{7}$$

$$c_{\rm m} = c_{\rm p} C_M + c_{\rm f} (1 - C_M) \tag{8}$$

$$\lambda_{\rm m} = \lambda_f \left[\frac{2\lambda_{\rm f} + \lambda_{\rm p} - 2C_V (\lambda_{\rm f} - \lambda_{\rm p})}{2\lambda_{\rm f} + \lambda_{\rm p} + C_V (\lambda_{\rm f} - \lambda_{\rm p})} \right] \tag{9}$$

式中: C_M 是颗粒质量分数; C_V 是颗粒体积分数; μ_{fT} 是不同温度的流体黏度; c_p 是颗粒的比热容; c_f 是流体的导热系数; λ_f 是流体的导热系数; λ_f 是流体的导热系数。

2.2 模拟结果

根据所建立的复合材料充型与颗粒流动数学模型,利用 FLUENT 软件平台求解数学方程,并显示模拟计算结果。由于铸件为圆柱体,因此充型过程模拟采用图 5 所示的二维模型。由图 4 可知,增强颗粒具有非规则形状,在计算过程中将颗粒形状系数设为0.6(式(6))。模拟计算时,首先根据式(1)~(4)求解复合材料熔体流动方程,然后利用式(5)计算颗粒运动轨迹,最后更新网格单元中的颗粒相,重复以上收敛计算直至充型结束。

图 6 所示为铸件充型过程复合材料熔体和空气在



图 5 流体和模具模型及网格

Fig. 5 Enmeshment of fluid and mold



图 6 铸件在不同充型时刻的流动速度分布 Fig. 6 Flow velocity distribution of casting at different filling times: (a) 1.07 s; (b) 2.15 s; (c) 4.30 s

型腔中的流动速度分布,图中箭头所指的位置为空气 与复合材料熔体的界面。充型开始时,熔体垂直向上 流动,在靠近型壁处形成一低流速狭长层,其流速小 于中心部位的流体速度;随着充型的进行,该狭长层 的高度逐渐增加。图7所示为充型过程中 SiC 颗粒含 量的分布情况。从图7(a)可以看出,在充型开始时, 大量颗粒偏聚在狭长层内,形成颗粒富集层;随着充 型过程的继续进行,颗粒富集层逐渐变宽(见图7(b)); 其后,颗粒逐渐向型腔中心部位流动,至充型结束时, 在铸件前端颗粒分布较为均匀,中心部位颗粒稍多。

3 对比验证及分析

图 8 对比了充型结束时 S1、S2 和 S3 截面 SiC 颗



图 7 不同充型时刻中铸件 SiC 颗粒的分布



粒分布的模拟和实验结果。为了便于分析,图 8 中采 用 č(颗粒实际体积分数与颗粒最大体积分数之比)表 示局部位置的颗粒相对含量。从图 8(a)可以看出,模 拟结果和实验结果均显示在 S1 截面处,颗粒含量沿着 半径增大方向呈增加趋势,靠近型壁部位颗粒含量最 高;在 S3 截面颗粒分布较为均匀,中心部位颗粒含量 比外侧的稍高(见图 8(c));比较图 8(a)、(b)和(c)和表 1 可知,沿充型方向,铸件中 SiC 颗粒含量降低,这是 液态流体与增强颗粒间的相对流动(式(5)右边第 1 项) 以及 SiC 颗粒密度高于 A356 的密度而引起的沉降作 用(式 5 右边第 2 项)而造成的。

由充型过程可以看出,充型开始时,复合材料熔体进入金属模具后,靠近型壁处的熔体与模具快速换热,导致该部分熔体温度降低较快,黏度增大,流动速度降低,形成图6所述的流速狭长层。图9所示为靠近型壁附近两个不同位置进入型腔的颗粒在各位置的滞留时间,由于存在黏度较高的狭长层,越靠近型壁(图9中 a 处)进入的颗粒越会在较低的型壁位置被捕捉,而离型壁有一定距离处(图9中 b 处)进入的颗粒会在稍高的型壁位置被捕捉,颗粒含量的增加进一步增加了该部分熔体的黏度(式(7)),增强了捕捉后续颗粒的能力,最终形成如图3(a)所示的边缘颗粒富集层。

图 10 所示为型腔内复合材料熔体的流线, 区域 2 内流体温度较高、流动性较好,其流速较快,内部颗 粒与流体间相对流动速度较快,因此颗粒滞后于流 体,导致前方流体颗粒含量降低。这些流体流速大于 区域 1 颗粒富集层内的流速,在超越区域 1 进入区域 3 时,由于区域 1 温度低、黏性大,其粘附作用使得





Fig. 8 Comparison of simulated and experimental results of particulate distribution in different sections in casting: (a) *S*1; (b) *S*2; (c) *S*3

这些流体向外侧运动,因此,流体流线发生了弯曲, 而这部分流体中颗粒含量较低,导致铸件前方边缘处 颗粒含量降低;其后,由于靠近型壁部位的流体温度 降低较快、黏度上升,对颗粒产生粘附作用,铸件前 方边缘处颗粒含量进一步降低(见图 7(c));最后,在铸





Fig. 9 Resident times of injected particulates from locations near mold wall at 1.07 s



图 10 1.07 s 时刻型腔内流体的流线 Fig. 10 Fluid path lines in cavity colored by velocity at 1.07 s

件前端边缘处 SiC 颗粒含量较低,如图 3(b)所示。随着充型的进行,区域2的后续熔体带来热量并冲刷区域1的富集层,使富集层内的部分颗粒再次运动,向中心部位流动(见图 7(b)和(c)),增加了铸件前端中心部位的颗粒含量,因此,在铸件前端颗粒分布较为均匀,中心部位颗粒含量稍高(见表1和图 8(c))。

MAT 和 ALDAS^[24]在 Pb20%Sn 和 Zr₂O₃ 颗粒复合 材料的流动研究中,指出型壁边缘处颗粒含量始终高 于中心部位的颗粒含量,该结果与本研究中 S1 截面 结果相似,但其实验过程中采用低熔点合金可以保持 恒温,未考虑黏度变化的影响,且实验未对铸件前端 中颗粒分布进行分析,未发现类似 S3 截面的分布规 律。ZHANG 等^[11]在 Al₇Si/B₄C 复合材料压铸件中,发 现边缘部位的 B₄C 含量低于中心部位的,该结果与本 研究中 S3 结果相似,该文作者认为型壁传热使得凝固 形成的枝晶推动颗粒向中心部位运动,导致边界部位 颗粒含量较低,但该结论明显无法解释 S1 截面边缘处 颗粒的分布情况。因此,本研究表明,由于充型过程 对复合材料中增强颗粒流动具有重要影响,在铸件边 缘(表层)既可以出现颗粒富集区,又可以产生颗粒贫 瘠区。根据现有文献研究结果可知,复合材料铸件中 增强颗粒分布涉及材料组分、增强颗粒特征、充型流 动、传热及凝固过程等众多因素的复杂行为与现象。

图 8(a)和(c)结果表明,在 S1 和 S3 截面处实验和 模拟结果吻合较好。在 S2 截面处(见图 8(b)),模拟结 果显示 SiC 颗粒分布相对均匀,而实验结果则显示在 靠近型壁部位聚集了较多的颗粒。比较 S1 和 S2 截面 的颗粒分布(见图2和8)可以发现,在铸件下半段或者 充型开始阶段,型壁附近形成了颗粒富集层,图7所 示的模拟结果较好地预测了该富集层的出现,但是与 实验结果相比,低估了富集层的高度。这可能是因为 实验模具内壁经数控磨床加工而成,表面极为光滑, 但由于缺乏复合材料熔体滑移的定量数据,模拟中采 用非滑移边界条件,否则模拟的复合材料熔体沿模具 型壁应该具有更快的流动速度[16,25],从而增加预测的 颗粒富集层高度,与实验结果接近。关于图 8 中模拟 结果与实验结果的误差,其原因是实验中使用了颗粒 尺寸较大(100 µm)的 SiC, 颗粒间的碰撞概率较大, 且 对彼此流动行为具有较大影响。由于其复杂性,目前 所建立的数学模型尚未考虑颗粒间的相互作用。

4 结论

1) 制备了 A356/10%SiC_p(100 μm)垂直向上吸铸 件,对铸件不同部位的 SiC 颗粒含量进行了定量分 析;基于欧拉-拉格朗日方法,建立了复合材料充型 过程的数学模型,开展了实验吸铸件的模拟应用与对 比验证。

 2) 在充型开始部位,由于复合材料熔体与模具的 快速换热,型壁附近熔体温度下降、黏度增加,因此, 后续颗粒被捕捉而在靠近型壁处形成颗粒富集层。

3)由于增强颗粒受到的曳力和重力作用,所以沿充型方向,增强颗粒含量逐渐降低;在铸件前端,颗粒分布相对较为均匀,中心部位含量稍高,而边缘出现颗粒贫瘠。

4)数值模拟较好地预测了上述颗粒富集层的出现,但低估了该富集层的高度,其原因可能是未考虑复合材料熔体沿型壁的滑移及颗粒之间的相互作用。

REFERENCES

- MIRACLE D B. Metal matrix composites—From science to technological significance[J]. Compos Sci Technol, 2005, 65: 2526-2540.
- [2] DHANDAPANI S P, JAYARAM V, SURAPPA M K. Growth and microstructure of Al₂O₃-SiC-Si(Al) composites prepared by reactive infiltration of silicon carbide preforms[J]. Acta Metall Mater, 1994, 42(3): 649–656.
- [3] PODDAR P, SRIVASTAVA V C, DE P K, SAHOO K L. Processing and mechanical properties of SiC reinforced cast magnesium matrix composites by stir casting process[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 460/461: 357–364.
- [4] SIN S L, DUBE D, TREMBLAY R. Characterization of Al-Mn particles in AZ91D investment castings[J]. Mater Charact, 2007, 58: 989–996.
- [5] YOUSSEF Y M, DASHWOOD R J, LEE P D. Effect of clustering on particle pushing and solidification behavior in TiB₂ reinforced aluminium PMMCs[J]. Compos: Part A, 2005, 36: 747–763.
- [6] CETIN A, KALKANLI A. Effect of solidification rate on spatial distribution of SiC particles in A356 alloy composites[J]. J Mater Process Technol, 2008, 205: 1–8.
- [7] WATSON I G, FORSTER M F, LEE P D, DASHWOOD R J, HAMILTON R W, CHIRAZI A. Investigation of the clustering behavior of titanium diboride particles in aluminium[J]. Compos: Part A, 2005, 36: 1177–1187.
- [8] HASHIM J, LOONEY L, HASHMI M S J. Particle distribution in cast metal matrix composites: Part II [J]. J Mater Process Technol, 2002, 123: 258–263.
- [9] NAHER S, BRABAZON D, LOONEY L. Simulation of the stir casting process[J]. J Mater Process Technol, 2003, 143/144: 567–571.
- [10] NAHER S, BRABAZON D, LOONEY L. Computional and experimental analysis of particulate distribution during Al-SiC MMC fabrication[J]. Compos: Part A, 2007, 38: 719–729.
- [11] ZHANG Z, CHEN X G, CHARETTE A. Particle distribution and interfacial reactions of Al-7%Si-10%B₄C die casting composite[J]. J Mater Sci, 2007, 42: 7354–7362.
- [12] HASHIM J, LOONEY L, HASHMI M S J. The wettability of SiC particles by molten aluminium alloy[J]. J Mater Process Technol, 2001, 119: 324–328.
- [13] BINDUMADHAVAN P N, CHIA T K, CHANDRASEKARAN M, WAH H K, LAM L N, PRABHAKAR O. Effect of particle-porosity clusters on tribological behavior of cast aluminum alloy A356-SiC_p metal matrix composites[J]. Mater Sci Eng A, 2001, 315: 217–226.
- [14] PRABU S B, KARUNAMOORTHY L, KATHIRESAN S,

MOHAN B. Influence of stirring speed and stirring time on distribution of particles in cast metal matrix composite[J]. J Mater Process Technol, 2006, 171: 268–273.

- [15] 赵海东,孙凤振. 铸造充型过程数值模拟及实验研究的进展
 [J]. 铸造, 2011, 60(7): 641-647.
 ZHAO Hai-dong, SUN Feng-zhen. Development in numerical simulation and experimental research of casting mold filling process[J]. Foundry, 2011, 60(7): 641-647.
- [16] ZHAO H D, WANG F, LI Y Y, XIA W. Experimetal and numerical analysis of gas entrapment defects in plate ADC12 die castings[J]. J Mater Process Technol, 2009, 209: 4537–4542.
- [17] 赵海东, OHNAKA I. 铝合金铸件充型过程及氧化膜卷入的数 值模拟[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(8): 1200-1207.
 ZHAO Hai-dong, OHNAKA I. Numerical simulation of oxide entrapment and mold filling process of Al casting[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(8): 1200-1207.
- [18] 李帅君, 熊守美. 应用两相流模型模拟压铸充型过程的卷气 现象[J]. 金属学报, 2009, 45(10): 1153-1158.
 LI Shuai-jun, XIONG Shou-mei. A two-phase flow model for simulating air entrapment during mold filling of high pressure die casting process[J]. Acta Metall Sin, 2009, 45(10): 1153-1158.
- [19] SALEH J M. 流体流动手册[M]. 邓敦夏, 译. 北京: 中国石 化出版社, 2004: 212-213.
 SALEH J M. Fluid flow handbook[M]. DENG Dun-xia, transl.

Beijing: China Petrochemical Press, 2004: 212–213.

- [20] 陶文铨. 数值传热学[M]. 第 2 版. 西安: 西安交通大学出版 社, 2009: 2-5.
 TAO Wen-quan. Numerical heat transfer [M]. 2nd ed. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 2009: 2-5.
- [21] CEBECI T, SHAO J P, KAFYEKE F, LAURENDEAU E. 工程 计算流体力学[M]. 符松,译. 北京:清华大学出版社, 2009: 32-36.
 CEBECI T, SHAO J P, KAFYEKE F, LAURENDEAU E.
 Computational fluid dynamics for engineers[M]. FU Song, transl.
 Beijing: Tsinghua University Press, 2009: 32-36.
- [22] HAIDER A, LEVENSPIEL O. Drag coefficient and terminal velocity of spherical and nonspherical particles[J]. Powder Technol, 1989, 58: 63-70.
- [23] BRASZCZYNSKI J, ZYSKA A. Analysis of influence of ceramic particles on the solidification process of matal matrix composites[J]. Mater Sci Eng A, 2000, 278: 195–203.
- [24] MAT M D, ALDAS K. Experimental and numerical investigation of effect of particle size on particle distribution in particulate metal matrix composites[J]. Appl Math Comput, 2006, 177: 300–307.
- [25] MIRBAGHERI S M H, SHRINPARVAR M, ASHORY H. Simulation of surface roughness on the flow pattern in the casting process[J]. Mater Des, 2004, 25: 655–661.

(编辑 陈卫萍)