复合材料学报 第 20 卷 第 6 期 12 月 2003 年
ACTA MATERIAE COMPOSITAE SINICA Vol. 20 No. 6 December 2003

文章编号: 1000-3851(2003)06-0011-05

# 高温铝熔液在旋转多孔介质内的渗透与瞬态固化和再熔过程

胡国新[1], 田芳蔚[1], 王国祥[2]

(1. 上海交通大学 工程热物理研究所, 上海 200030; 2. 上海交通大学 铸造研究所, 上海 200030)

**摘 要:** 针对离心渗铸板材工艺中金属铝熔液在旋转的 $Al_2O_3$ 预型体内的充型过程, 考虑离心惯性力对金属铝熔液的瞬态固化与再熔过程的影响, 研究了伴随有瞬态固化和再熔现象的流场温度分布以及熔融区长度和固化率瞬态变化规律, 推导了渗透界面和再熔界面移动速度计算公式, 建立了界面速度与温度的耦合关系。结果表明: 当 $Al_2O_3$ 颗粒预热温度低于铝熔化温度时, 渗透过程出现了瞬态固化和再熔现象, 液固共熔区随渗透过程不断向前推进, 共熔区长度和固化率随渗透过程而增长。随着孔隙率和转速的减小, 共熔区内固化率提高, 渗透前沿和再熔前沿界面移动速度减小。但孔隙率的减小使两种界面移动速度差值增大, 液固共熔区长度增长; 而转速的减小使两种界面移动速度差值缩小, 液固共熔区长度缩短。

**关键词:** 离心铸造; 液固共熔现象; 渗流传热; 界面移动速度

**中图分类号:** TB331 **文献标识码:** A

# INFILTRATION AND SOLIDIFICATION/REMELTING OF MOLTEN ALUMINUM IN A CENTRIFUGAL FORCE FIELD

HU Guoxin[1], TIAN Qinwei[1], WANG Guoxiang[2]

(School of Power and Energy Eng., Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200030, China)

Abstract: The adiabatic infiltration and the solidification/remelting of molten aluminum through a porous preform in a centrifugal force field are modeled numerically. The temperature and solid volume fraction profiles are presented for representative parameters. The numerical results show that the transient solidification and remelting in the centrifugal force field depend greatly on the infiltration kinetics and thermodynamics of the composite. The regional extent of the eutectic solid metal and its solid volume fraction increase with the moving of the infiltration front. The speed of the moving infiltration and remelting fronts decrease with the decreasing of porosity and rotational speed, but the speed difference between the moving fronts and the regional extend of the eutectic solid metal increases with the decreasing of porosity and decreases with the decreasing of rotational speed.

Key words: centrifugal infiltration casting; solidification/remelting; heat transfer; moving front

离心渗铸法是制造优质金属基复合材料的有效方法。金属熔液在预型体内的渗流传热对铸造过程起着十分重要的作用, 它不仅关系到复合层中的温度分布、凝固速率等问题, 而且还影响金属的结晶状态和铸件的质量等。对于离心渗铸充型过程的研究涉及到两方面问题, 一是关于金属熔液在多孔介质内的渗流传热规律; 二是离心力场的影响。关于第一方面的工作首先是针对压铸工艺的, Mortensen 等

收稿日期: 2002-08-17; 收修改稿日期: 2003-05-12
基金项目: 国家自然科学基金资助项目(No. 50076027); 中国船舶工业科技基金项目资助(No. 99-55.2)
通讯作者: 胡国新, 博士, 教授, 研究方向: 材料形成及工艺中的热物理问题 E-mail: guoxinhu@online.sh.cn

人[1~3]研究了金属熔液在增强体纤维多孔体内的一维渗流传热模型,认为熔液在与预热的纤维或颗粒相遇后将很快达到平衡温度。如果颗粒预热温度较低而进口熔液的过热度不大时,将在颗粒表面发生部分固化,出现液固两相熔融区。但由于热量不断地从进口区域导向渗流前沿,原先部分固化了的复合区域有可能发生再熔现象。Tong[4,5]建立了压铸过程中伴随有瞬态固化和再熔现象的渗流传热模型。而关于离心力对金属熔液固化过程的影响的研究目前主要针对大空间而非多孔介质内的渗流现象,这方面的工作曾由 Lu 和 Chen[6]以及 Ogurtsov[7]等人进行过研究。对于离心渗铸充型过程,也取得了一定的研究进展[8,9],Nishida 等人[10,11]分析了高温金属熔液在多孔介质内的渗流现象,本文作者曾研究过金属熔液的渗流传热模型[12,13]。但到目前为止,关于离心渗铸充型过程的理论模型都没有考虑过瞬态固化与再熔现象。本文中将在 Nishida 模型[11]的基础上,针对离心渗铸板材充型过程,建立伴随有瞬态固化与再熔现象的渗流传热模型,研究不同工况下液固共熔区长度和固化率瞬态变化规律,期望对离心铸造板材过程中的瞬态固化与再熔现象有一个基本的认识。

## 1　数学物理模型

在离心渗铸板材充型过程中,预先在石墨铸型中形成 $Al_2O_3$ 短纤维多孔预形体,初温为 $T_{m,in}$ 的高温铝熔液,从旋转中心倾入,在高速旋转产生的离心力作用下,流向铸型并渗入多孔预型体的间隙里,凝固后得到 $Al_2O_3$ 纤维化的复合材料。图 1 中 $r_0$ 是金属液柱内表面的初始位置,$r_1$ 是纤维预型体内表面位置,$r_2$ 是纤维预型体外表面位置,$r_f$ 是渗透界面的位置。模型其它简化假设参见文献[13]。

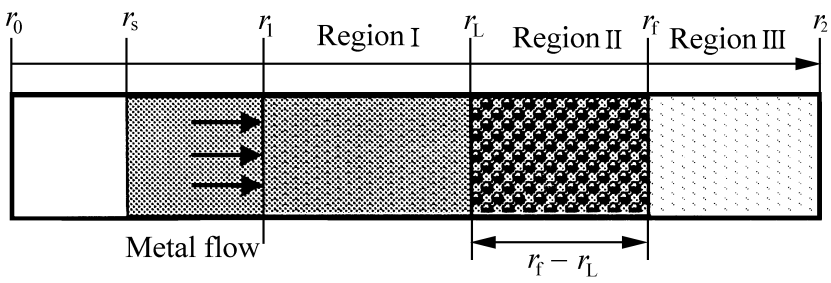


图 1　离心渗铸充型过程中再熔区、液固共融区与未渗透多孔区域的形态分布示意图

Fig. 1　Schematic drawing of different regions and composite morphology during infiltration for a case with finite metal superheat and low initial fiber temperature

高温熔液在多孔预型体中的离心渗透可以分成已渗透熔液区域和未渗透熔液的多孔体区域。在渗透前沿 $r_f$ 处,当颗粒预热温度较低时,熔液将在颗粒表面上发生部分固化,出现液固两相熔融区Ⅱ(如图 1 所示),其复合层的温度为熔点温度 $T_E$。随着渗流过程的进行,热量不断地从进口区域导向渗流前沿,熔融区内原先部分固化了的熔液将再次熔化,出现再熔区域Ⅰ。

随着渗透界面不断向前推进,金属液柱内表面 $r_s$ 也相应发生移动,并遵从以下要求:$r_s = r_0 + X(r_f - r_1)$,当渗透结束时,所有熔液都进入复合层,根据此式可以确定 $r_0$ 值。因此,在渗透过程中渗透进口内表面 $r_1$ 处的压力 $P_{in}(t)$ 按以下关系变化:

$$P_{in}(t) = \int_{r_s}^{r_1} \frac{dF}{S} = \frac{1}{2} d_m k^2 \{ r_1^2 - [r_0 + X(r_f - r_1)]^2 \} \quad (1)$$

其中 S 为通道横切面积。

根据多孔介质一维渗流的连续性方程和动量方程[13],结合边界条件(1),可推导出渗透区域的压力分布计算公式

$$P(r,t) = \frac{(r_f(t) - r) P_{in}(t) + (r - r_1) P_c}{r_f(t) - r_1} + \frac{1}{2} d_m k^2 (r - r_1)(r - r_f(t)) \quad (2)$$

其中临界渗透压力 $P_c$ 采用 Mortensen 公式计算[14]:$P_c = -4(1-X)V\cos[/d_P X$,液态金属表面能 V 和接触角 [ 由文献[15]确定:$V = 0.893$ Pa·m,$[ = 160°$。

在渗透前沿,界面移动速度 $u_f = \frac{dr_f}{dt} = \frac{u_2 燏_{r_f}}{X_2} = \frac{C(t)}{X_2}$,其中 $X_2$ 为液固共融区的孔隙率。当 $r = r_f$ 时,$P = P_c$,因而可以得出界面移动速度和界面位移-时间 t 关系式

$$\frac{dr_f}{dt} = \frac{P_{in} - P_c + \frac{1}{2} d k^2 (r_f^2 - r_1^2)}{X_2 \left( \frac{r_L - r_1}{]_1} + \frac{r_f - r_L}{]_2} \right)} \quad (3)$$

其中:$]_1$、$]_2$ 分别为再熔区和瞬态固化区的渗透系数;$r_L$ 为再熔区域前沿界面位置。

对于纯金属基体,液固两相共融现象只发生在单一熔点温度 $T_E$ 下,共融区(Ⅱ区)内部无热量传输且固化率相同,固化和再熔只发生在共融区的前、后界面上。根据高温熔液与固体颗粒间局部热平衡假设,可以列出各区热量传输方程,其中Ⅰ区(再熔区)的传热方程式为

表 1 模型计算参数[10, 11]

Table 1 Parameters used in the simulations[10, 11]

| $T_{s,0}$/K | $T_{m,in}$/K | $T_E$/K | $T_0$/K | $r_1$/mm | $r_2$/mm | $d_p$/mm | $T_0$/(W·m$^{-2}$·K$^{-1}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 703 | 1173 | 931 | 293 | 120 | 180 | $3.7\times10^{-6}$ | 40 |

| $C_s$/(J·kg$^{-1}$·K$^{-1}$) | $C_m$/(J·kg$^{-1}$·K$^{-1}$) | _/(Pa·s) | $\lambda_s$/(W·m$^{-1}$·K$^{-1}$) | $\lambda_m$/(W·m$^{-1}$·K$^{-1}$) | $d_m$/(kg·m$^{-3}$) | $d_s$/(kg·m$^{-3}$) | $\Delta H$/(J·kg$^{-1}$) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1212 | 902 | $0.948\times10^{-3}$ | 35 | 211 | 2380 | 3300 | $403\times10^3$ |

$$d_c C_c \frac{\partial T_1}{\partial t} + d_m C_m u \frac{\partial T_1}{\partial r} = \frac{\partial}{\partial r}\lambda_c \frac{\partial T_1}{\partial t} \quad (4)$$

Ⅲ区(未渗透区域)的多孔体传热方程式为

$$d_s C_s \frac{\partial T_3}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial r}\lambda_s \frac{\partial T_3}{\partial r} \quad (5)$$

其中: d、C 和 $\lambda$ 分别为密度、比热和导热系数; 其中下标 1、2、3 分别代表再熔区Ⅰ、瞬态固化区Ⅱ和无渗透的多孔区Ⅲ; 下标 c、s、m 分别指渗透复合层、$Al_2O_3$ 纤维和铝熔液。

$$d_c C_c = d_s C_s V_s + d_m C_m V_m,$$

$$\lambda_c = \lambda_m \frac{(\lambda_s + \lambda_m) + (\lambda_s - \lambda_m)V_s}{(\lambda_s + \lambda_m) - (\lambda_s - \lambda_m)V_s} \quad (6)$$

上式中 V 为体积分率。在区域Ⅱ, $Al_2O_3$ 纤维表面有部分液态金属固化(假设熔液固化率为 $g_s$), 这将使颗粒体积分率 $V_s$ 增大。增大后颗粒体积分率 $V_s'$ 和颗粒半径分别为 $R'$

$$V_s' = V_s + (1 - V_s) g_s,$$

$$R' = R_0 \left[1 + \left(\frac{1}{V_s} - 1\right) g_s\right]^{1/3} \quad (7)$$

其中 $R_0$ 为无固化时的颗粒半径。

边界条件:

渗透起点 $r = r_1$ 处:

$$P = P_{in},\ T = T_{m,in} \quad (8)$$

Ⅰ-Ⅱ区边界 $r = r_L$ 处:

$$P_1 = P_2,\ T_1 = T_2 = T_E,\ u_1 = u_2,$$

$$-\lambda_c \frac{\partial T_1}{\partial r} = \chi g_s d_m u_L \Delta H,\ \frac{dr_L}{dt} = u_L \quad (9)$$

Ⅱ-Ⅲ区边界 $r = r_f$ 处:

$$T_2 = T_3 = T_E,\ u_f = \frac{u_2}{1 - V_s'},$$

$$-\lambda_s \frac{\partial T_3}{\partial r} = \chi g_s d_m u_f \Delta H,\ \frac{dr_f}{dt} = u_f \quad (10)$$

Ⅲ区外边界 $r = r_2$ 处:

$$-\lambda_s \frac{\partial T_3}{\partial r} = \lambda_b \frac{T_3 - T_b}{L} = T_0(T_b - T_0) \quad (11)$$

初始条件: $t = 0$ 时

$$T_{熔} = T_{m,in};\ r_f < r < r_2,\ T = T_{s,0} \quad (12)$$

其中: $u_L$ 为再熔前沿界面移动速度; $\Delta H$ 为液固相变潜热; $T_0$ 为铸型与环境空气间的换热系数, $\lambda_b$ 为石墨铸型的导热系数, L 为石墨铸型的厚度, $T_b$ 为铸型外壁面的温度, $T_0$ 为环境温度。

## 2 结果与分析

对以上方程进行离散, 采用全隐格式的 TDMA 算法和第一类迎风差分方法, 用附加源项法处理对流项, 在一维网格划分为 1000 个节点, 模型计算参数取值见表 1。

图 2 是渗透过程不同时刻流场温度分布曲线。由图可见, 渗透区分为明显不同的再熔区和熔融固化区, 以铝熔液固化温度为限, 高于固化温度的区域为再熔区, 靠近进口端; 温度等于固化温度的水平线代表熔融固化区域, 位于渗流前沿。可见当颗粒预热温度低于固化相变温度时, 熔液在渗流前沿的颗粒表面上发生了部分固化。如图所示, 随着渗流过程的进行, 热量不断地从进口区域导向渗流前沿, 熔融固化区内原先部分固化了的熔液将再次熔化, 出现再熔现象。在再熔区域, 流场局部温度不断上升并逐渐

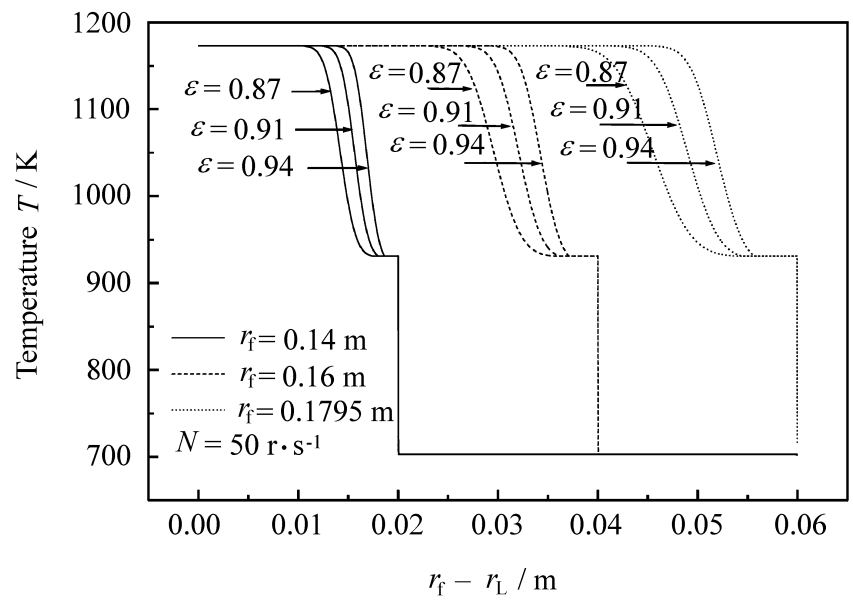


图 2 金属充型过程中的温度分布

Fig. 2 Temperature distribution change with time in the infiltrated region

达到熔液进口温度。从图中还可以看出，温度等于固化温度的水平线随渗透过程不断增长，说明熔融固化区域在向前推移的过程中不断扩大，这是因为径向导热速率随复合层厚度($r_f - r_L$)的增大而不断减小的缘故。在未渗透的多孔预型区，由于其导热量小，固体温度基本维持不变。图 2 还比较了预型体孔隙率对复合层流场温度变化规律的影响，可见孔隙率越大，熔融固化区域越短，径向导热速率越快。

图 3 将本文模型计算结果与文献[11]的理论分析值进行了比较。由于在文献[11]中预型体的预热温度高于铝熔液的固化温度，因而不需要考虑熔液的瞬态固化现象。而在本文中，预型体预热温度为 703 K，需要考虑瞬态固化与再熔现象，可见瞬态固化与再熔现象对渗透速度具有较大的影响。在相同的渗透条件下，本模型计算出的渗透速度高于文献[11]的理论分析值。这是由于本模型中预型体预热温度较低，在渗透前沿出现了瞬态固化区，使有效孔隙率减小，因而推进速度增大。

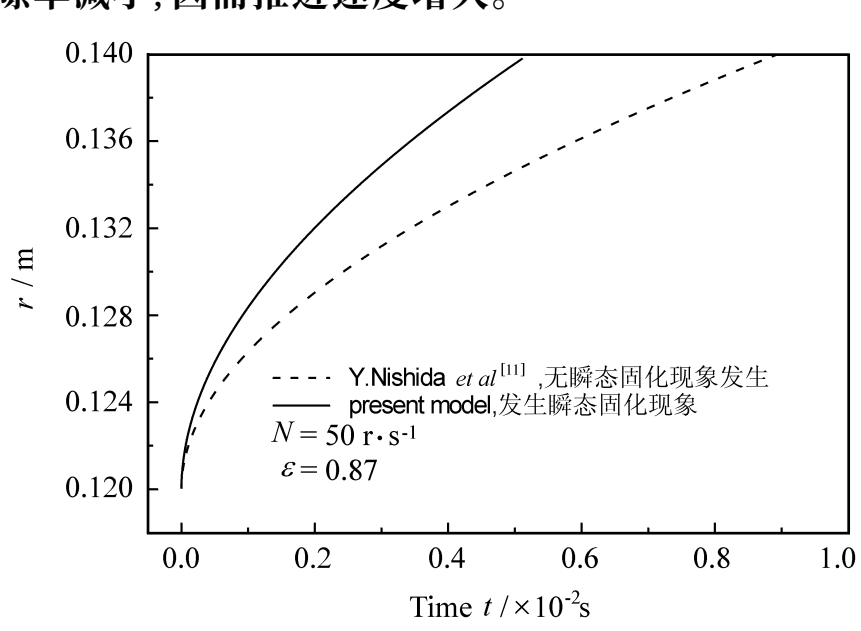


图 3　渗透前沿随时间的变化规律

Fig. 3　Relationship between infiltrated distance and time

图 4 是不同预型体孔隙率条件下渗透前沿 $r_f$ 和再熔前沿 $r_L$ 以及液固共熔区固化率 $g_s$ 随时间的变化规律。由图可见：(1) 在计算工况下，几乎在渗透开始的同时就发生液固共熔现象，随后再熔区前沿 $r_L$ 和液固共熔区($r_f - r_L$)随渗透过程不断向前推进，共熔区长度($r_f - r_L$)和液固共熔区固化率 $g_s$ 随渗透过程而增长；(2) 图中曲线 $r_f(t)$和 $r_L(t)$的斜率分别代表渗透前沿界面推移速度 $dr_f/dt$ 和再熔前沿界面推移速度 $dr_L/dt$，因此，该图也反映了这两种速度的变化规律。渗透前沿界面推移速度 $dr_f/dt$ 主要受离心渗透压力即渗透动力学因素的影响，而再熔前沿界面推移速度 $dr_L/dt$ 主要受径向导热速率和

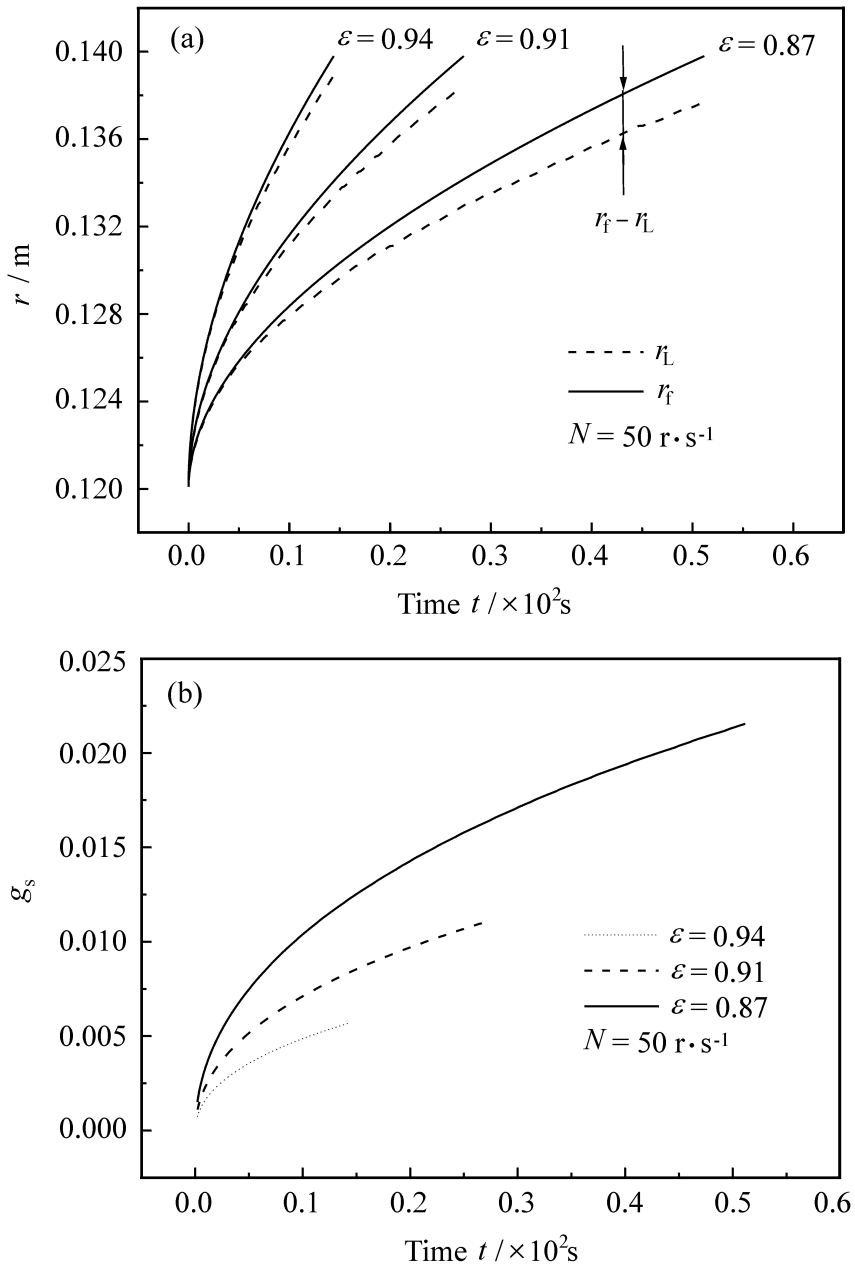


图 4　孔隙率对瞬态固化区长度(a)和固化率(b)影响

Fig. 4　Influence of porosity on regional extent for solid and liquid eutectic metal coexist (a) and volume fraction of eutectic solid metal (b)

金属相变特性即材料热力学因素的影响。当 $dr_f/dt = dr_L/dt$ 时，渗透过程不出现液固共熔区；当 $dr_f/dt > dr_L/dt$ 时，必定出现液固共熔区。因此，图中液固共熔区长度($r_f - r_L$)的变化规律反映了渗透过程中离心渗透动力学和复合材料热力学相互作用的结果；(3) 随着孔隙率的减小，渗透前沿和再熔前沿界面推移速度减小，液固共熔区固化率 $g_s$ 提高。

图 5 为离心转速对瞬态固化与再熔现象的影响规律。由图可见：(1) 随着转速的减小，完成渗透所需的时间延长，液固共熔区长度缩短，共熔区固化率提高；(2) 随着转速的减小，渗透前沿和再熔前沿推移速度减小，同时这两种速度的差值减小，当转速减小到每秒 30 转时，再熔前沿推移速度基本接近渗透前沿推移速度，界面上部分固化了的熔体很快就被再次熔化，渗透过程几乎不出现液固共熔区。

分析图 4 与图 5 还可以得出，不论是孔隙率的降低还是转速的减小，渗透速度都减小，而这将导致

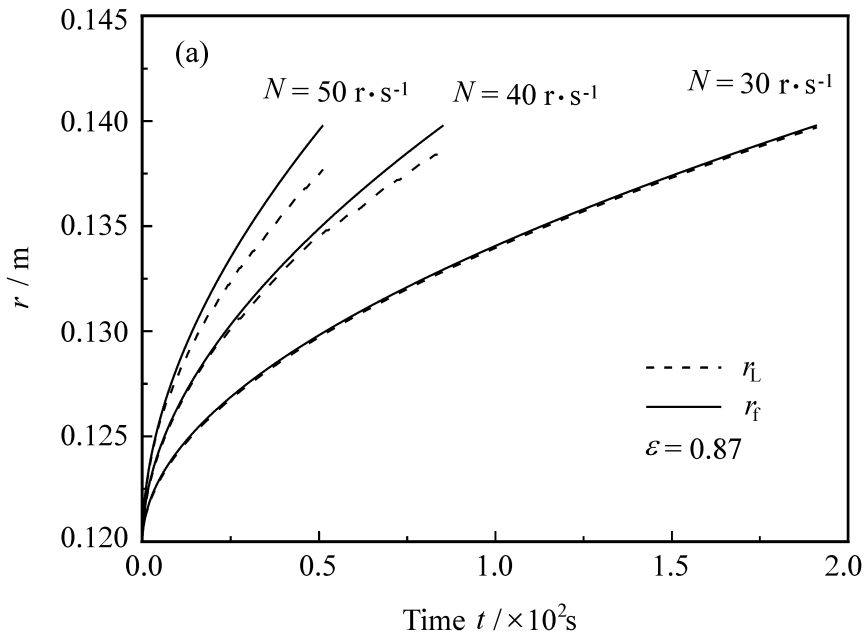


图 5 转速对瞬态固化区长度(a)和固化率(b)影响

Fig. 5 Influence of rotational speed on regional extent for solid and liquid eutectic metal coexist (a) and volume fraction of eutectic solid metal (b)

两相熔融区的固化率升高。这是因为: 渗透前沿的瞬态固化受两种传热方式的影响, 一是依靠熔液渗流方式传输热焓, 二是通过熔体的导热向前传输热量。在充型过程中, 第一种方式的传热速率对瞬态固化现象起主导作用。而随着瞬态固化率的提高, 渗透阻力增大。当渗透阻力达到一定值时, 渗透过程将无法进行下去。因而可以预见, 在适当的条件下(预型体预热温度较低和金属熔液过热温度不高), 当转速或孔隙率降低到一定值时, 渗透界面的固化率将增大到一临界值, 渗透过程无法进行。

## 3 结 论

(1) 在 $Al_2O_3$ 多孔体预热温度低于铝熔化温度的条件下, 渗透前沿出现了瞬态固化和再熔现象, 渗透区分为明显不同的再熔区和液固熔融区。液固共熔区随渗透过程不断向前推进, 共熔区长度和液固共熔区固化率随渗透过程而增长。

(2) 转速和孔隙率是影响瞬态固化与再熔现象的重要因素: 不论减小孔隙率还是降低转速, 渗透界面和再熔界面移动速度都减小, 共熔区内固化率提高。但孔隙率的减小, 导致渗透界面和再熔界面速度的差值增大, 使得液固共熔区长度增长。而转速的减小, 导致渗透界面和再熔界面速度的差值减小, 使液固共熔区长度缩短。选择合适的工艺参数对于离心渗铸过程是十分重要的。

(3) 渗透前沿界面推移速度主要受离心渗透压力即渗透动力学因素的影响, 而再熔前沿界面推移速度主要受径向导热速率和金属相变特性即材料热力学因素的影响。离心渗透过程中瞬态固化和再熔现象是离心渗透动力学和材料热力学相互作用的结果。

## 参考文献:

[1] Mortensen A, Masur L J. Infiltration of fibrous performs by a pure metal I: Theory [J]. Metallurgical transactions A, 1989, 20A: 2535- 2547.

[2] Mortensen A, Michaud V. Infiltration of fiber performs by a binary alloy I: Theory [J]. Metallurgical transactions A, 1990, 21A: 2059- 2071.

[3] 胡 锐, 李华伦, 魏 明, 等. 挤压铸造硼酸铝晶须增强 Al 基复合材料浸渗过程理论分析 [J]. 复合材料学报, 2002, 19(5): 62- 65.

[4] Tong X, Khan J A. Infiltration and solidification/remelting of a pure metal in a two-dimensional porous preform [J]. Journal of Heat Transfer, 1996, 118: 173- 180.

[5] Khan J A, Tong X. Unidirectional infiltration and solidification/remelting of Al-Cu alloy [J]. Journal of Thermophysics and Heat Transfer, 1998, 12(1): 100- 106.

[6] Lu J W, Chen F., Rotation effect on the convection of binary alloys unidirectionally solidified from below [J]. Int J Heat Transfer, 1997, 40(2): 237- 246.

[7] Ogurtsov A P, Milen'kij I A, Samokhvalov S E, et al. Numerical method for calculating the filling of a mold and heat transfer of a melt under the action of centrifugal forces [J]. Inzhenerno-Fizicheskii Zhurnal, 1995, 68(4): 678- 686.

[8] 王玉玮, 刘进平, 施廷藻, 等. 铁基 SiC 陶瓷颗粒表面耐磨复合材料的研制 [J]. 铸造, 1990, 49(11): 15- 20.

[9] Taha M A, EI-Mahallawy N A. Metal-matrix composites fabricated by pressure-assisted infiltration of loose ceramic powder [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1998, 73: 139- 146.

[10] Nishida Y, Shirayanagi I, Sakai Y. Infiltration of fibrous preforms by molten aluminum in a centrifugal force field [J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 1996, 27A: 4163 - 4169.

[11] Nishida Y, Ohira G. Modelling of infiltration of molten metal in fibrous preform by centrifugal force [J]. Acta Mater, 1999, 47(3): 841- 852.

[12] 胡国新, 田芳蔚, 王国祥. 高温金属熔液在旋转多孔介质内的渗流传热过程 [J]. 化工学报, 2002, 53(7): 708- 714.

[13] 胡国新, 田芳蔚, 王国祥. 离心渗铸工艺中铝熔体在 SiC 多孔介质内的渗流传热过程 [J]. 复合材料学报, 2002, 19(6): 25 - 30.

[14] Mortensen A, Cornic J A. On the infiltration of metal matrix composites [J]. Metallurgical Transactions A, 1987, 18A: 1160- 1163.

[15] Brennan J J, Pask J A. Effect of nature of surfaces on wetting of sapphire by liquid aluminum [J]. J Am Ceram Soc, 1968, 51: 569- 573.