

流变凝固理论与随流半固态成形技术(SSMF)

邢书明¹ 高文静¹ 潘琦俊² 胡柏丽² 王超²
(1.北京交通大学机械与电子控制工程学院;2.芜湖禾田汽车工业有限公司)

摘 要 基于半固态流变铸造过程中流变与凝固强耦合的特点,提出了流变碰撞形核和流变合并长大的流变凝固理论。理论认为,在强烈流动条件下,经典的结构起伏形核理论不再适用,液态金属中原子团簇(晶胚)间的碰撞合并形核成为主要形核机制,流变形核率是经典结构起伏形核率和流变碰撞形核率之和;在强烈流变条件下,初生固相之间接触碰撞,进而合并粗化长大是流变成形过程初生相长大与演变的主要机制。基于该流变凝固理论,提出了随流半固态铸造技术(SSMF)。该技术包括半固态熔体的流变制备、流变充型和流变凝固成形 3 个基本步骤。液态金属在流变充型的过程中随流形核和长大,并在随后的半固态成形过程发生演变和剩余液相的凝固。实现了浆料制备与工件的半固态成形制造无缝连接,能够从根本上解决半固态浆料制备、输送与充型过程的氧化、吸气等问题,是材料制备与成形一体化的零件成形新技术。

关键词 流变凝固;流变形核;流变长大;随流半固态成形

中图分类号 TG249.2⁺6 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.06.001

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Rheological Solidification Theory and Technology of Semi-solid Metal Forming with Flow(SSMF)

Xing Shuming¹, Gao Wenjing¹, Pan Qijun², Hu Baili², Wang Chao²
(1.School of Mechanical, Electronic and Control Engineering, Beijing Jiaotong University;
2.Wuhu Hetian Automobile Industry Co., Ltd.)

Abstract: Based on the characteristics of strong coupling between rheology and solidification in semi-solid rheological casting process, the rheological solidification theory of rheological collision nucleation and rheological merging growth was proposed. The theory claims that the classical structural undulating nucleation theory is no longer applicable under the condition of strong flow, and nucleation mechanism is dominated by collisional merging nucleation between atomic clusters(crystal embryos) in liquid metal instead, where the rheological nucleation rate is the sum of the classical undulating nucleation rate and the rheological collision nucleation rate. In the presence of strong rheological conditions, the primary solid phases contact and collide firstly, then become coarsening and grow, which is dominant mechanism for growth and evolution of the primary phase during rheological forming process. On this basis, the semi-solid metal forming with flow(SSMF) was put forward. The basic steps cover rheological preparation, rheological filling and rheological solidification. During the rheological filling process, the liquid metal nucleates and grows with the manifold, and evolution as well as solidification of the residual liquid phase occur in the subsequent semi-solid forming process. In conclusion, a new technology that integrates the material preparation and forming is manifested, which achieves a seamless connection between slurry preparation and semi-solid forming manufacturing of workpiece, fundamentally solving the problems of oxidation and air entrainment during preparation, transportation, and filling process of semi-solid slurry.

Key Words: Rheological Solidification, Rheological Nucleation, Rheological Growth, SSMF

半固态流变成形是不经过铸锭和制坯,直接将熔体进行半固态成形的技术,其解决了传统的半固态触变成形工序多、成本高的问题,具有高效快捷、短流程、低成本的特点,受到了广泛关注。半固态流变成形的本质是

收稿日期:2023-02-20;修改稿收到日期:2023-03-01
基金项目:中央高校基本科研业务费专项资金资助项目(2020YJS146)
第一作者简介:邢书明,男,1962 年出生,教授,北京(100044),E-mail:smxing@bjtu.edu.cn
通信作者:高文静,女,1992 年出生,博士研究生,北京(100044),E-mail:18116008@bjtu.edu.cn
引用格式:邢书明,高文静,潘琦俊,等. 流变凝固理论与随流半固态成形技术(SSMF)[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(6):721-728.
XING S M, GAO W J, PAN Q J, et al. Rheological solidification theory and technology of semi-solid metal forming with flow(SSMF)[J].
Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(6):721-728.

凝固与流变高度耦合的物理过程,包括初生相的形核、长大、演变和剩余液相的高压凝固4个基本环节。研究者先后提出了近液相线保温法、蛇形通道法、旋转管法、振荡管法等具体的半固态流变成形工艺方法。笔者将低压铸造的密闭无氧化输送金属液、强对流制备半固态熔体以及模锻、压铸等成形技术进行集成,提出了“随流半固态成形”的新工艺,简称SSMF技术。这些工艺方法共同的特点是流变(流动与变形的总称)和凝固同时贯穿半固态熔体的制备、充型和成形等过程。目前,针对搅拌或等温条件下半固态浆料中初生相的形核、形貌演变和长大的研究较多,但有关将流变与凝固耦合的研究却鲜有报道。本研究针对相关研究进行论述,旨在为相关问题的进一步发展提供参考

1 流变形核理论

对金属液进行搅拌、流动等强烈流变是制备半固态熔体的基本方法,其本质是包括晶粒形核与长大两个基本环节的凝固过程。与经典凝固理论不同的是,流变与凝固之间存在强耦合,流变行为影响凝固行为,凝固的进行反而改变了熔体的流变行为,将这种考虑了流变作用的凝固过程称为流变凝固。参照经典凝固理论,流变凝固包括流变形核与流变长大两个基本环节。

1.1 流变过程晶胚的受力分析

根据液态金属结构理论和经典凝固理论,合金熔体的微观结构中存在无数短程有序的团簇,当团簇尺寸超过临界值时就会成为晶核,因此,这些团簇可以称为晶胚。合金熔体微观上就是有无无数类似于固体的晶胚与完全无序的流体组成。在合金熔体流变的过程中,这些晶胚会被流体挟裹而跟随运动;对于稳定状态的流变,这种挟裹流变只会带来整体的定向转移,但对于不稳定的流变,晶胚会受到多种力的作用,发生复杂的运动和碰撞。

晶胚可能受到的作用力 F 包括晶胚在流体中运动受到的拖曳力 F_d 、压力梯度力 F_p 、虚拟质量力 F_{vm} 、Saffman剪切升力 F_{staff} 、Magnus旋转升力 F_b 和倍瑟特力 $F_{倍}$ ^[1-3]。

拖曳力 F_d 起主要作用,其是由于颗粒体(晶胚)与流体存在相对运动所导致的,方向与晶胚的运动方向相反,大小与流体和晶胚的速度差 $(u_f - u_s)$ 成正比,并与流体的紊动特性和程度有关,可计算为^[4]:

$$F_d = K \left[(u_f - u_s) - \frac{\nu_f^T}{S_c} \nabla \alpha_s \right] \quad (1)$$

式中, u_f 、 u_s 分别为流体和晶胚的速度; $u_f - u_s$ 为以晶胚中心为基准测量的晶胚间相对运动速度; ν_f^T 和 S_c 分别

为流体的紊动粘度和施密特数(流体的紊动粘度与颗粒的扩散度的比值), S_c 取1; K 为广义拖曳系数; $\nabla \alpha_s$ 为晶胚体积分数 α_s 的梯度。

压力梯度力 F_p 是由于合金熔体在各方向压力变化率不同,导致其内部存在压力梯度。晶胚处于流体内部,不同微元表面所受到的流体压力不同,这些微元表面所受流体压力的合力即为流体对晶胚施加的压力梯度力,其方向与压力梯度 $\frac{dp_p}{dx}$ 大小成正比,方向相反,可定量计算为^[5]:

$$F_p = -\frac{\pi}{6} d_s^3 \frac{dp_p}{dx} \quad (2)$$

式中, d_s 为晶胚直径。由式(2)可见,压力梯度力与晶胚尺寸呈幂次方关系。晶胚尺寸很小时,该力可以忽略不计。

虚拟质量力 F_{vm} 也称附加重力,是当颗粒做变速运动时,带动周围流体速度发生变化,除了颗粒变速运动消耗流体速度改变需要的功等同于对颗粒施加了一个“虚拟质量”,数值等于被其排除的流体质量的一半。对球形颗粒与流体做相对变速运动时,虚拟质量力 F_{vm} 可定量计算为^[6]:

$$F_{vm} = \frac{1}{2} \left(\frac{4}{3} \pi d_s^3 \right) \rho_f \frac{d(u_f - u_s)}{dt} \quad (3)$$

式中, ρ_f 为流体的密度; t 为时间。由式(3)可见,虚拟质量力与晶胚尺寸呈幂次方关系,晶胚尺寸很小时,该力也可以忽略不计。

Saffman升力是指当颗粒所在的流场中存在压力梯度时,即使颗粒不旋转,也会受到一个升力的作用,这个升力是由粘性流体的剪切作用引起的。一般颗粒直径小于边界层厚度且紧靠壁面的颗粒会受到较大的剪切升力。这个力在合金熔体流变时不可忽略,可计算为^[7]:

$$F_{saff} = 1.62 d_s^2 (k \mu \rho_f)^{1/2} (u_f - u_s) \quad (4)$$

式中, k 为流体横向速度梯度的绝对值; μ 为流体的运动粘度。

Magnus旋转升力是刚性颗粒与流体混合运动过程中形成的。颗粒间的非对心碰撞会使颗粒旋转^[8]。旋转后的颗粒会带动紧靠其表面的流体在来流方向与旋转方向相同的一侧增加速度,而在另一侧降低速度。在这种情况下,颗粒会受到一个与颗粒运动方向垂直的力的作用,将颗粒推向速度较高的一侧,这个力被称作Magnus旋转提升力。晶胚间碰撞后会合并,属于柔性体碰撞,因此可以忽略。

倍瑟特力($F_{倍}$)是专门反映记忆效应引起的附加力。当颗粒相对于流体作加速运动时,流体具有粘性效

应,颗粒附近形成的边界层逐渐增长,其瞬间流场的状态与当时的条件和之前颗粒的运动状态有关。由于晶胚(团簇)的运动为热运动,这个力可以忽略不计。

上述各力的代数和即晶胚所受的合力,即:

$$F = F_d + F_p + F_{vm} + F_{staff} + F_b + F_{\text{倍}} \quad (5)$$

其方向与流变方向相同,在这一合力的作用下,就会产生定向加速运动,进而与沿程相邻晶胚碰撞。晶胚碰撞合并为大尺寸的晶胚,进而促进形核。

由于晶胚尺寸很小,压力梯度力 F_p 、虚拟质量力 F_{vm} 、Saffman 剪切升力 F_{staff} 、Magnus 旋转升力 F_b 和倍瑟特力均可忽略不计,晶胚所受的力可以简化为:

$$F \approx F_d = K \left[(u_f - u_s) - \frac{\nu_f}{S_c} \nabla \alpha_s \right] \quad (6)$$

由式(6)可见,流动对晶胚的作用力主要受控于晶胚与流体的速度差,以及流体的紊动特性和程度。晶胚的固有运动速度是热运动,其大小与温度相关,而流体的速度以及流态是可以通过工艺控制的变量,即强化紊流流动是强化流动对晶胚作用的基本途径。

1.2 晶胚间的碰撞与合并

根据液态金属结构理论,液态金属中存在着各种尺寸的原子团簇(统一称为晶胚)。由式(6)可知,这些晶胚在不均匀的流变场中,必然发生定向加速运动,进而发生碰撞。晶胚是近程有序原子团簇,原子间的结合强度不高,因此,可以认为晶胚是软体。假定原子团簇均为软体球形,晶胚与液体金属间的界面能为 σ 。两个相邻晶胚的平均直径分别为 r_1 和 r_2 ,碰撞合并后的晶胚等效直径为 r_m 。根据等体积原理可得碰撞合并后的晶胚尺寸 $r_m = \sqrt[3]{r_1^3 + r_2^3}$ 。

若 $r_1 = r_2 = r$,则碰撞后的等效半径简化为 $r_m = \sqrt[3]{2}r$,即两个半径均为 r 的晶胚碰撞后的晶胚等效半径是碰撞前的 $\sqrt[3]{2}$ 倍,扩大了 26%。这种碰撞合并前后的界面能变化可以表示为:

$$\Delta E = 4\pi[r_m^2 - (r_1^2 + r_2^2)]\sigma \quad (7)$$

若 $r_1 = r_2 = r$,则碰撞前后的界面能变化为:

$$\Delta E = 4\pi r^2[(\sqrt[3]{2})^2 - 2]\sigma = -1.65\pi r^2\sigma \quad (8)$$

由式(8)可见,晶胚间碰撞的结果是一个能量降低的过程,在热力学上具有可能性。只要原子团簇间碰撞,就会合并为一个尺寸更大的原子团簇。因此,原子团簇能否合并成为晶胚而形核取决于碰撞的几率。

原子团簇的碰撞来源于两个运动:热运动和在流变应力作用下沿流变合力方向的拖曳加速运动。在没有流动的条件下原子团簇的热运动本质上就是流体分子热运动对团簇的一种非平衡碰撞的结果,但其撞击力较小,实现变形合并的几率不高;在强烈流变的条件下,作

用于原子团簇上的流变合力会使原子团簇产生规则运动,运动方向与流变方向相同。不同尺度、不同位置的原子团簇在不均匀流变场中的运动速度不同,增加了碰撞机会。由于这种碰撞是在较大的外力作用下发生的,碰撞的作用力也较大,就有可能发生变形合并。

假设临界晶核半径为 r_c ,且一定温度条件下的最大原子团簇尺寸为 $r < r_c$,任何一个原子或原子团簇与具有临界尺寸 r_c 的晶胚发生了碰撞合并,其等效半径必然 $r_m \geq r_c$,则这次碰撞合并导致了形核。如果两个任意尺寸的原子团簇碰撞合并后形成的新原子团簇等效直径仍达不到这一温度下的临界晶核半径,即 $r_m \leq r_c$,则这个碰撞合并没有导致形核,但使原子团簇的尺寸显著增大,为其进一步吸附原子达到临界形核半径而形核创造了条件。因此,无论原子团簇间碰撞后的等效尺寸是否大于临界形核尺寸,都具有促进形核的作用。原子团簇间碰撞的概率决定了促进形核的作用大小。

假定,①合金熔体为流体和原子团簇组成的混合,其中流体是与气体类似的无规则排列和做热运动的原子或分子体系,而原子团簇则是由若干个原子或分子组成的具有一定结构的球体(或等效于一个球体),也在做热运动。因此,该体系可以理解为气体(或流体)中裹挟着颗粒(晶胚)的两相流;②合金熔体中最大尺寸的原子团簇等效半径为 r ,单位体积内这样的原子团簇数为 N ,在熔体中的浓度用体积分数 α_s 表示;③原子团簇是球形的颗粒,相邻原子团簇接触碰撞时符合软球模型的规律^[9],一旦碰撞就会合并,没有回弹或脱离,即一个晶胚只有一次碰撞机会;④晶胚间的碰撞只有二元碰撞,即仅考虑两两碰撞;⑤在流变条件下,晶胚之间的平均相对速率为 $\bar{u}$;⑥一个具有临界尺寸的晶胚只要与其他任意晶胚碰撞一次,即成为晶核。因此,原子团簇(晶胚)间的碰撞频率,即单位时间单位体积内发生碰撞的次数,是研究碰撞形核过程的重要参量。

参照气体分子运动理论^[10],定义平均碰撞频率 $\bar{Z}$ 为一个晶胚在单位时间内发生的平均碰撞次数。跟踪其中一个晶胚 A,见图 1。流变作用下晶胚之间出现了平均相对速度为 $\bar{u}$ 、方向与流变方向相同的相对运动,经过一定时间就发生碰撞。假定其他晶胚静止不动,仅晶胚 A 以平均相对速率 $\bar{u}$ 运动。在晶胚 A 运动的过程中,碰撞只可能发生在以晶胚 A 的运动轨迹为轴线、晶胚的等效直径 $2r$ 为半径的横截面的圆柱体区域内。该横截面称作碰撞截面,其面积为 $s = 4\pi r^2$ 。在一段时间 Δt 内,晶胚运动路程为 $l = \bar{u}\Delta t$,可以得到相应的圆柱区域体积为 $V_l = 4\pi r^2 \bar{u}\Delta t$,则该圆柱区域内的总晶胚数(即晶胚 A 可能的碰撞次数)为 $N_r = 4\pi r^2 \bar{u}\Delta t \alpha_s$,

由此得到晶胚的平均碰撞频率为：

$$\bar{Z} = \frac{4\pi r^2 \bar{u} \Delta t \alpha_s}{\Delta t} = 4\pi r^2 \bar{u} \alpha_s \quad (9)$$

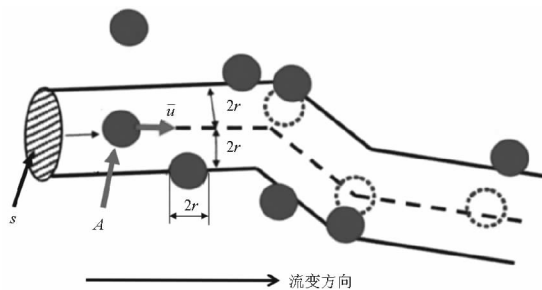


图 1 晶胚间的流变碰撞模型

Fig.1 Rheological collision model of embryos

1.3 流变形核的形核率

经典形核理论认为,形核是晶胚表面不断吸附液体中的原子,使其尺寸不断长大,当其等效半径达到临界形核半径时,这个晶胚就转变成稳定存在的晶核。原子与晶胚之间的吸附由布朗热运动控制。但是,形核过程的能量分析表明,形核前后的相变吉布斯自由能并不足以克服形核带来的界面能增加,约有 1/3 的界面能需要通过结构起伏、能量起伏或温度起伏来克服,所以自发形核只能在大过冷条件下才能实现。根据分析可知,在强烈流变条件下,形核的机制不仅是原子向晶胚的吸附形核,还会有晶胚之间的碰撞形核。这种晶胚间的碰撞形核更容易使晶胚尺寸达到临界晶核尺寸而变为晶核。在界面能的驱动下,一旦碰撞,晶胚就会合并,其尺寸突然增大而形核,将这种依靠晶胚间碰撞合并长大导致的形核称为碰撞形核(Collisional nucleation)。定义单位体积单位时间内的碰撞形核数为碰撞形核率,记为 I_c 。经典的结构起伏、能量起伏或温度起伏等产生的形核,可以称为起伏形核,其形核率记为 I_a 。

合金熔体中的晶胚尺寸不同,将尺寸已经接近临界晶核半径的晶胚称为临界晶胚。这种晶胚只要再接受一个原子或发生一次晶胚间的碰撞,就可以到达临界晶核尺寸。设单位体积的合金熔体中临界晶胚数为 N_n^c ,且其服从麦克斯韦-玻尔兹曼分布(Maxwell-Boltzmann distribution),即 $N_n^c = N_0 \exp[-\Delta G_n/(k_B T)]$ 。其中, N_0 为液相中原子数; ΔG_n 为形成一个原子团簇吉布斯自由能的变化; k_B 为玻尔兹曼常数; T 为熔体温度。因此,起伏形核率可以表达为^[11]:

$$I_a = N_n^c \frac{dn_t}{dt} \quad (10)$$

式中, $\frac{dn_t}{dt}$ 为原子向晶胚净吸附的速率; n_t 为时间 t 内向晶胚净吸附的原子数。若 v_a 是在给定温度下原子向晶胚跳跃吸附的频率, n_s 是晶胚表面上能够吸附原子的

位置密度,则 $\frac{dn_t}{dt} = v_a n_s$ 。因此,起伏形核率可定量计算为:

$$I_a = N_0 \exp[-\Delta G_n/(k_B T)] v_a n_s \quad (11)$$

类似地,将晶胚碰撞比拟为一个原子向一个晶胚上的跳跃吸附。假定只要碰撞就可以合并,不会反弹离开,所以晶胚表面可接受新晶胚的位置密度 $n_s = 100\% = 1$,则晶胚碰撞形核率 I_c 可以表达为:

$$I_c = N_0 \exp[-\Delta G_n/(k_B T)] \bar{Z} \quad (12)$$

存在流变条件下的形核率 I_r (称为流变形核率) 为起伏形核率 I_a 和碰撞形核率 I_c 的和,即 $I_r = I_a + I_c$ 。将式(9)代入式(12)可得流变形核率:

$$I_r = N_0 \exp(-\frac{\Delta G_n}{k_B T}) [v_a n_s + \bar{Z}] = N_0 \exp(-\frac{\Delta G_n}{k_B T}) [v_a n_s + 4\pi r^2 \bar{u} \alpha_s] \quad (13)$$

式中,晶胚间的平均相对速度 $\bar{u}$ 是由流变强度决定的变量,晶胚的体积分数 α_s 和晶胚等效半径 r 则主要由温度决定。可见,流变凝固条件下的形核率比静态凝固条件下的形核率大,增大的程度与流变的紊动强度(碰撞频率)成正比。强化紊流程度、提高流变速度和降低温度是从形核角度细化初生相的有效途径,这与各种低固相分数的半固态浆料制备试验研究的结论一致。

相比于传统结构起伏形核方式,流变形核条件下的碰撞形核机制使形核率在短时间内大幅提高,形核率的提高可以限制晶粒在凝固过程中的生长,使晶粒细化,这是半固态工艺所得晶粒尺寸细小的原因。这种具有细小晶粒尺寸的坯料可以避免缩松等缺陷,同时提高工件的力学性能。

2 初生固相的流变长大与演变

半固态流变成形过程的流变不仅影响初生相的形核过程,还会影响其长大过程。

2.1 正常长大理论

半固态合金结晶范围较宽,其杰克逊因子(Jackson factor)较小,一般为连续长大模式。由于半固态熔体内部没有明确的定向热流。因此,初生相将倾向于长大为自由树枝晶,即等轴树枝晶,其长大可以按照晶体学最优方向进行。对于立方晶系来说,就是在 $\langle 001 \rangle$ 方向长大,形成一次、二次乃至三次枝晶臂。按照经典凝固理论,初生固相长大是靠原子随机地、连续不断地在固-液界面上附着进行。对于给定的合金,其长大速度主要受过冷度控制^[11]:

$$v = -\frac{D_L \Delta H_m \Delta T_k}{6.023 \times 10^{23} a k T_m^2} \quad (14)$$

式中, D_L 为液相中原子的扩散系数; ΔH_m 为 1 mol 原子的结晶潜热; ΔT_k 为晶体长大时的动力学过冷度; a 为界面上增加一个原子时, 界面向前推进的距离 (即原子直径); k 为玻尔兹曼常数; T_m 为熔点温度。这种长大的结果应当是形成等轴晶, 即有优先生长的枝晶臂。最终初生相的等效半径 r 受形核率和凝固时间所控制。这种长大的结果应当是形成等轴晶, 即有优先生长的枝晶臂。最终初生相的等效半径 r 受形核率和凝固时间所控制。

2.2 流变合并长大理论

根据凝固理论, 由于初生固相被过冷液体包围, 其长大过程受热扩散和溶质扩散两方面所控制。热扩散和溶质扩散都会因流动而加剧, 因此, 在半固态合金熔体中初生固相的长大行为是与流变行为密切相关的流变长大。流变会加速初生相长大放出的结晶潜热和排出的溶质 ($k_0 < 1$ 的合金) 向液相中转移, 减小初生相附近液相内的温度梯度和溶质梯度, 进而降低枝晶臂连接处的局部温升和熔点减低, 抑制了局部熔化和枝晶根部的颈缩。因此, 从这个角度, 流变凝固长大中的枝晶臂游离会减弱。但是, 从流变力学的角度, 液相流动的粘滞力会对枝晶臂产生弯折、翻滚或扭曲等作用^[12], 抑制了枝晶生长倾向, 增大了枝晶臂的脱落游离或合并粗化的概率, 促进了初生相的圆整化。

流变凝固条件下, 初生相的长大除了传统的连续长大外, 还有枝晶合并的长大模式。枝晶的合并长大是一个能量降低的过程, 从热力学上是完全可能的。而流变为这一过程的实现提供了动力学条件。由于两个曲率不同的粗、细两个相邻枝晶间存在溶质浓度梯度, 在这一浓度梯度驱动下, 溶质会从粗枝向细枝处扩散, 溶剂则从细枝向粗枝扩散, 进而使细枝被熔化, 粗枝则变得更粗。这一合并长大的时间 t_c 与粗细枝晶间距 d 的立方成正比, 见下式^[11]:

$$t_c = \alpha d^3 \quad (15)$$

式中, α 为一个材料特征参数决定的量:

$$\alpha = \frac{1}{16} \frac{\rho_s \Delta H_m m_L C_L (1 - k_0)}{\sigma T_L D_L} \quad (16)$$

式中, m_L 为液相线斜率; C_L 为液相的溶质含量; k_0 为溶质平衡分配系数, T_L 液相线温度, σ 晶体 (固相) 的表面张力, ρ_s 晶体 (固相) 的密度。也就是说, 流变会促进初生相的粗化长大。搅拌法制备半固态浆料的很多试验也都证明, 搅拌时间超过某一个临界值, 初生固相的尺寸会明显增大。在初生固相分数较低的情况下, 粗细枝晶间距 d 较大, 其合并粗化的时间很长, 这种粗化长大现象不明显。在流变凝固条件下, 流变对初生固相的挟裹作用, 使初生固相之间接触碰撞的几率增大。只要两者之间的距离小到一定程度, 合并粗化的时间就可以大幅缩短, 进而出现合并长大。

3 随流半固态成形技术

3.1 随流半固态成形技术(SSMF)的概念

根据上述流变碰撞形核和流变合并长大理论, 提出了随流半固态成形技术 (SSMF)^[13]。该技术是一种流变与凝固强耦合的半固态流变成形技术, 在金属液向型腔流动的过程制备出含有一定非枝晶初生固相的半固态熔体, 并在密闭的惰性气体保护下充满型腔、在高压条件下凝固成形, 在液态金属流变充型的过程中实现随流形核和长大, 并在随后的半固态挤压或铸造的流变过程演变和剩余液相的凝固。其实现了浆料制备与工件的半固态成形制造的无缝连接, 从根本上解决了半固态浆料制备、输送与充型过程的氧化、吸气等问题, 缩短了传统工艺流程, 是一种材料成形一体化制备新技术, 其流程见图 2^[14]。

根据流变模式不同, 该技术可以分为单向随流半固态成形和复杂随流半固态成形。单向随流半固态成形工艺, 是利用合金熔体的单相流动与凝固耦合作用, 使合金熔体在浇注与充型的通道内随流发生半固态熔体的制备, 并在型腔内随流变进行凝固成形。复杂随流半固态成形工艺是利用合金熔体的多向、变向等复杂流动

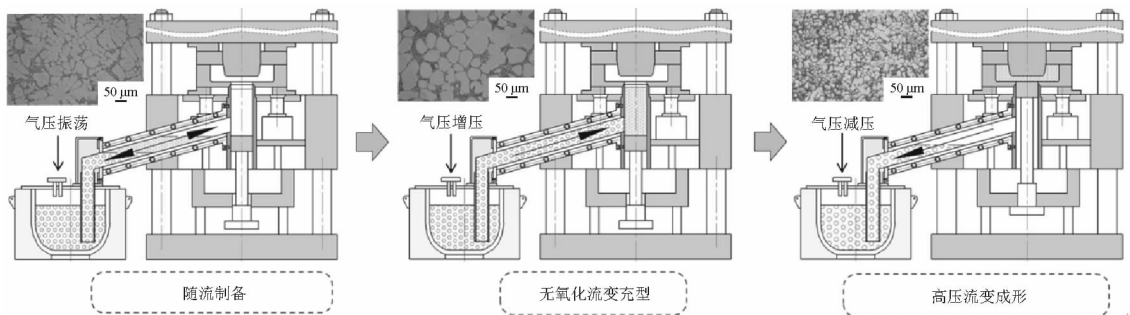


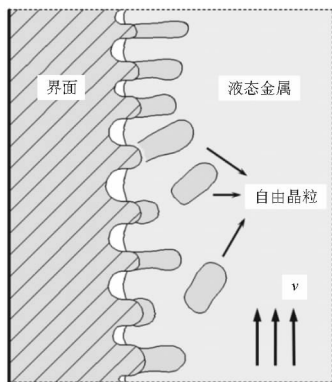
图 2 随流半固态成形技术的基本流程

Fig.2 Flow chart of SSMF technology

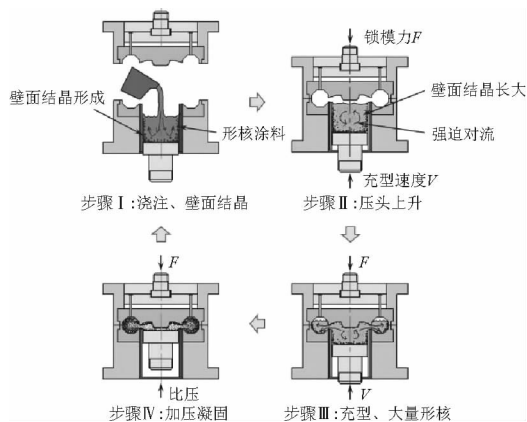
与凝固耦合作用,使合金熔体在浇注与充型的通道内发生振荡、旋转、搅拌等复杂流动,进而制备半固态熔体,并在型腔内流变和凝固成形。两者的工艺流程和原理相同,差异在于金属液的紊动程度不同。

3.2 单向随流半固态成形技术

单向随流半固态成形技术的特点是指液态金属在特定的流道内仅进行单向流动。流动过程液态金属与通道之间发生热交换,在流动的轴向和横向都存在一定的温度梯度,沿着流动的过程发生初生固相的流变形核和流变长大,并进入型腔后进行高压流变压铸、模锻或挤压等成形,见图 3。该技术是将半固态浆料制备与成形无缝连接、高度集成的随流半固态成形技术。



(a) 单向流变制备



(b) 无氧化充型和高压流变凝固成形

图 3 单向随流半固态成形技术

Fig.3 Unidirectional SSMF

单向 SSMF 技术的主要工艺参数包括流动参数、流道参数、金属液温度及成形参数等。流动参数包括流动压力和流动速度;流道参数包括流道截面尺寸和流道长度;成形参数主要是成形压力和持压时间。这些参数都会影响半固态合金的组织,其中流动参数、流道参数和金属液温度主要通过影响晶胚的碰撞频率进而影响形核率。如果是理想无粘的均匀单向流动,液体没有相对运动,则晶胚的碰撞频率近似为零。但实际上,过热度不大的液态金属属于高粘度非牛顿流体,存在一个临

界切应力,只有当作用在流体上的压力大于其临界切应力时,流体才能流动。此外,即使启动流变,沿流道横截面不同位置的流变速度也是不等的,至少在流道内壁一定厚度范围内,会存在一个速度梯度不为零的环形区域,这个区域称为附面层。只要存在速度梯度,即使是单向流动,也会增加晶胚的碰撞概率,进而提高形核率。因此,单向随流半固态的碰撞形核率与附面层厚度及附面层内的速度梯度直接相关。单向 SSMF 条件下的晶胚碰撞概率与流道横截面上的速度梯度成正比,梯度越大,碰撞概率越高。

根据牛顿粘性定律,附面层内的速度梯度与切应力成正比。因此,增大充型压力即提高流体内的切应力,可以增大附面层内的速度梯度,进而提高流变形核率。在工程实际中,通过一个外加的附加压力(不仅是重力),提高切应力,即可提高流变形核率,即有利于获得细小的初生相。另一方面,流道的温度越低,单向流动过程流道径向的温度梯度就越大,相应地黏度梯度也越大,晶胚以及壁面上剥落游离晶间的碰撞几率也越大,流变形核和流变合并长大就越加充分。但是,如果流道温度过低,其壁面上形成了完整致密的凝固壳,则不利于晶体游离和晶胚碰撞,降低流变形核率。类似地,金属液温度(过热度)也会对单向 SSMF 过程的初生相形核和长大产生影响。温度越高,则对流道的加热作用越强,温度梯度减小,粘度减小,碰撞形核率降低,不利于快速获得半固态熔体。

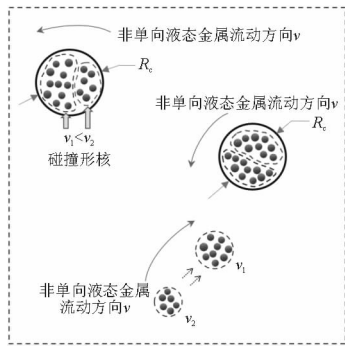
成形参数主要影响进入型腔的半固态熔体在压力作用下的流变和凝固。成形比压(压力)越大,越容易使半固态熔体发生流变,进而促进流变形核和合并长大。持压时间对单向 SSMF 的影响主要表现在凝固收缩能否被完全补充。如果在完全凝固前解除了压力,则金属的流变停止,随后凝固产生的体积减小无法补偿,便会形成缩松。

3.3 复杂随流半固态成形技术

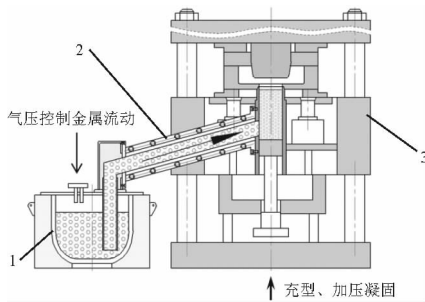
复杂随流半固态成形技术集成了低压铸造的密闭无氧化输送金属液、强对流制备半固态熔体以及模锻、压铸等精密成形技术,其工艺过程是液态金属在特定的流道内进行非单向的复杂流动。流动过程液态金属与通道之间发生热交换,在流动的轴向和横向都存在一定的温度梯度,流动方向和速度不断变化,沿着流动的过程发生初生固相的流变形核和流变长大,进入型腔后进行高压流变压铸、模锻或挤压等成形过程,见图 4。该技术是将半固态浆料制备与成形无缝连接、高度集成的半固态流变成形技术。

复杂 SSMF 技术的主要工艺参数包括流动参数、流道参数、金属液温度及成形参数等。流动参数包括流

动模式、流动压力和流动速度的幅值和变化频率;流道参数包括流道截面尺寸、流道形状和流道长度;成形参



(a) 非单向流变制备



(b) 无氧化充型和高压流变凝固成形

图 4 复杂随流半固态成形技术

Fig.4 Complex SSMF

1.保温炉 2.输液管 3.液压机与模具

数主要是成形压强和持压时间。这些参数都会影响半固态合金的组织 and 性能。其中流动参数、流道参数和金属液温度主要通过影响晶胚的碰撞频率影响形核率,进而影响初生固相的尺寸。成形参数主要影响进入型腔的半固态熔体(浆料)在压力作用下的流变和凝固。这方面与单向 SSMF 相同。成形比压(压力)越大,越容易使半固态熔体发生流变,进而促进流变形核和合并长大。持压时间对单向 SSMF 的影响主要表现在凝固收缩能否被完全补充。如果在完全凝固前解除了压力,则金属的流变停止,随后凝固产生的体积减小无法补偿,会形成缩松。

振动流变、搅拌、旋转管、蛇形通道等都属于复杂随流半固态成形技术,液态金属在特定的流道内进行振动、旋转等复杂流动,流动过程液态金属与通道间发生热交换,在流动的轴向和横向都存在一定的温度梯度,沿着流动的过程发生初生固相的流变形核和流变长大。

3.4 随流半固态成形技术(SSMF)应用

随流半固态成形技术不要求较宽的结晶范围,原则上适用于各种合金材料。目前已经在铝合金、铜合金、碳素结构钢、合金钢、合金铸铁和球墨铸铁中进行了应用验证,见表1。可以看出,随流半固态成形技术可以细化各种组织并提高力学性能。

表 1 随流半固态成形技术应用示例

Tab.1 Application examples of SSMF

工件名称	材料	工艺方法	组织与性能
特种车轮	7055	单向 SSMF	非枝晶,铸态等效直径为 80 μm , $\sigma_b=330\text{ MPa}$
自行车马达座	A356	单向 SSMF	密度为 2.69 g/cm ³ ,铸态 $\sigma_b=250\text{ MPa}$, $\delta=9\%$
防爆锤 ^[15]	铝青铜	复杂 SSMF	非枝晶,等效直径晶粒尺寸为 50 μm ,
汽车悬架支座 ^[16]	A356	复杂 SSMF,T6 处理	非枝晶, $\sigma_b=360\text{ MPa}$, $\delta=8\%$
摩托车车架	ZL101A	单向 SSMF,T6 处理	退化枝晶, $\sigma_b=50\text{ MPa}$, $\delta=7\%$
制动底座	35 钢	单向 SSMF	$\sigma_b=783\text{ MPa}$, $\delta=17\%$
挖机斗齿 ^[17]	20CrMnSi	单向 SSMF	退化枝晶,室温下 50~51 HRC, $\sigma_b\geq 810\text{ MPa}$, $\delta\geq 15\%$, -40 $^{\circ}\text{C}$ 下 $A_{\text{KN}}\geq 22\text{ J}$,伸长率 $\geq 6\%$;
磨机衬板 ^[18]	高铬铸铁 Cr20	单向 SSMF	断续碳化物,室温硬度 61HRC, $A_{\text{KN}}\geq 10\text{ J}$
农机用箍与套	球墨铸铁 QT400	复杂 SSMF	$\sigma_b\geq 480\text{ MPa}$, $\delta\geq 16\%$

随流半固态成形技术与很多半固态流变成形技术类似,只是其更加强化了半固态合金熔体的制备与成形之间的无缝连接。斜坡冷却法^[19]、下压射挤压铸造以及气压升液的压力铸造等都属于单向随流半固态成形技术;旋转管法、圆管振荡法、蛇形通道法等^[20-21]半固态浆料制备方法则属于复杂随流半固态成形技术。该技术批量应用的限制环节是尚缺乏商业化设备,需要自行设计定制。

4 总 结

(1)半固态流变成形过程是流变与凝固强耦合的物理过程,其形核行为与静态凝固过程的形核存在很大差

异;流变增加了液态金属中原子团簇(晶胚)间碰撞合并形核的几率,进而提高了形核率。这种流变促进形核的现象称为流变形核,其形核率是静态起伏形核率和流变碰撞形核率之和。

(2)半固态流变成形过程中初生固相的尺寸与形貌演变和长大与静态凝固也存在很大差异,在流变凝固条件下,流变对初生固相的挟裹作用,使初生固相之间接触碰撞的几率增大,只要两者之间的距离小到一定程度,合并粗化的时间就可以大幅缩短,进而出现合并长大。

(3)基于流变晶胚碰撞形核和流变合并长大的理论开发的随流半固态成形技术(SSMF),可以在液态金属

流变充型的过程中实现随流形核和长大,并在随后的半固态模锻流变过程演变和剩余液相的凝固,实现了浆料制备与工件的半固态成形制造无缝连接,从根本上解决了半固态浆料制备、输送与充型过程的氧化、吸气等问题,缩短了传统工艺流程。

参 考 文 献

- [1] SALMANA A D, GORHAMB D A, SZABO M. Spherical particle movement in dilute pneumatic conveying[J]. Powder Technology, 2005, 153: 43-50.
- [2] 司鹏飞. 颗粒体-流体混合物的两相流模芯及其应用[D]. 北京:清华大学,2019.
- [3] 王明. 携砂压裂液颗粒群碰撞破碎及管道耦合振动的数值分析方法研究[D]. 黑龙江大庆:东北石油大学,2022.
- [4] THOMAS P J. On the influence of the Basset history force on the motion of a particle through a fluid[J]. Physics of Fluids, 1992, 4(9): 2 090-2 093.
- [5] AUTON T R, HUNT J C R, PRUD HOMME M. The force exerted on a body in inviscid unsteady non-uniform rotational flow[J]. J. Fluids Mech., 1988, 197: 241-257.
- [6] ESKIN D, RATULOWSKI J, AKBARZADEH K. Modeling of particle deposition in a vertical turbulent pipe flow at a reduced probability of particle sticking to the wall[J]. Chemical Engineering, 2011, 66(20): 4 561-4 572.
- [7] SAFFMAN P G, TURNER J S. On the collision of drops in turbulent clouds[J]. Journal of Fluid Mechanics, 1956, 1(1): 16-20.
- [8] LIU R J, XIAO R, YE M, et al. Analysis of particle rotation in fluidized bed by use of discrete particle model[J]. Advanced Powder Technology, 2018, 29(7): 1 655-1 663.

- [9] TSUJI Y, KAWAGUCHI T. Discrete particle simulation of two-dimensional fluidized bed[J]. Powder Technology, 1993, 77(1): 79-87.
- [10] 潘锦珊,单鹏. 气体动力学基础.修订本[M]. 北京:国防工业出版社,2012.
- [11] 胡汉起.金属凝固原理(第2版)[M].北京:机械工业出版社,2001.
- [12] PILLING J, HELLAWELL A. Mechanical deformation of dendrites by fluid flow[J].Metallurgical and Materials Trans., 1996, A27: 229-232.
- [13] 邢书明,高文静.一种随流半固态成形方法及其装置:中国,CN202010045037.1[P]. 2020-05-15.
- [14] 邢书明,邢若宇.学科交叉视角下的特种铸造技术及其融合发展[J].特种铸造及有色合金,2022,42(1): 7-13.
- [15] 邢书明,高文静.液态模锻铝青铜件的凝固组织研究[J].常州大学学报(自然科学版),2021,33(6): 1-7.
- [16] 郑庭坚,江星堂,王连登,等.高强韧支座挤压铸造工艺优化[J].铸造,2018,67(8): 692-694, 698.
- [17] 王博文.斗齿液态模锻关键技术参数设计与研究[D].北京:北京交通大学,2020.
- [18] 尚群超.大型耐磨板型件液态模锻及其组织性能研究[D].北京:北京交通大学,2019.
- [19] 韩飞,魏斌,陈刚,等.流变剪切法制备 7A09 铝合金半固态坯料[J].特种铸造及有色合金,2014,34(11): 1 150-1 153.
- [20] 王小康,王明,杨湘杰,等.旋转浇注法制备 AZ91D 半固态浆料[J].特种铸造及有色合金,2008,28(11): 816-817, 846-848.
- [21] 耿晓鑫,毛卫民,李乃拥.蛇形通道制备工艺对 6061 铝合金半固态浆料的影响[J].特种铸造及有色合金,2021,41(7): 900-904.

(编辑:彭瑾)

《特种铸造及有色合金》征订启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,SA、CA、MA、AJ、Scopus 等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国 60 年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然学术期刊等。

本刊主要报道各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料成形的理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,并报道各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术研究和科技信息以及上述内容的国内外发展动向、行业活动、学术会议、消息动态等。

本刊诚征国内外广告,业务范围:铸造及有色合金材料、辅助材料、铸造及相关设备、铸造生产线、测控与控制设备、仪器仪表、计算机应用软件、铸造展会等。

本刊为月刊,标准(大)16 开,邮发代号 38-109。邮发订价每期 20 元,全年 240 元,如须快递,费用另计。全国各地邮局均可订阅,也可直接向本刊编辑部邮购,本刊还提供过刊、压铸宝典和年会专刊邮购服务。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司



地址:武汉市江岸区九万方路 26 号

邮编:430019

电话:027-85358206,85486024

传真:027-85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

