



流变压铸 A380 铝合金的 显微组织与力学性能

祁明凡, 康永林, 周冰, 张欢欢, 朱国明

(北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083)

摘要: 将自主研发的强制对流搅拌制浆装置(FCM)与压铸机结合, 以汽车控制臂为例, 成功实现 A380 铝合金的流变压铸成形。研究 FCM 工艺参数下铸件组织特征的演变, 对比传统压铸与 FCM 流变压铸工艺下铸件显微组织、内部缺陷和力学性能的差异, 分析 FCM 流变压铸工艺组织形成机理及其凝固行为。结果表明: 适当提高螺杆转速或降低内筒温度, 均有利于改善铸件的组织形态; FCM 流变压铸工艺不仅可以获得内部组织细小、圆整且分布均匀的铸件, 而且可以显著减少铸件内部气孔缺陷和提高铸件的力学性能。和传统压铸件相比, FCM 流变压铸件的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高了 10%、4% 和 140%。

关键词: A380 铝合金; 强制对流搅拌; 流变压铸; 组织演变; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Microstructures and mechanical properties of A380 aluminum alloy produced by rheo-diecasting process

QI Ming-fan, KANG Yong-lin, ZHOU Bing, ZHANG Huan-huan, ZHU Guo-ming

(School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Taking auto control arms for example, the rheo-diecasting process of A380 alloy was obtained by combining a self-developed forced convection mixing rheoforming machine (FCM) with a diecasting machine. The microstructural characteristics of FCM rheo-diecasting parts in various processing parameters were investigated. The differences of microstructures, internal defects and mechanical properties in traditional diecasting parts and rheo-diecasting parts were compared. The formation mechanism and solidification behavior of semisolid slurry were analyzed in FCM rheo-diecasting process. The results show that raising rotation speed or decreasing barrel temperature appropriately is beneficial to optimize the microstructure of rheo-diecasting parts. The process not only can get parts with fine, spherical and uniformly distributed primary $\alpha(\text{Al})$ particles, but also is able to increase mechanical properties and decrease pore defects of parts evidently. Compared with traditional diecasting, the tensile strength, yield strength and elongation of FCM rheo-diecasting parts are increased by 10%, 4% and 140%, respectively.

Key words: A380 aluminum alloy; forced convection mixing; rheo-diecasting; microstructure evolution; mechanical property

压铸作为一种高生产率的近净成形工艺,在汽车、通讯、机电等领域得到了迅猛发展和广泛应用^[1-3]。然而,目前制约压铸技术进一步扩大应用的主要问题是铸件的多孔性以及由此带来的强度问题。为了改善铸

件的气孔缺陷,一些无气孔压铸技术,如真空压铸^[4]、充氧压铸^[5]以及半固态流变压铸^[6-8]等应运而生。其中,半固态流变压铸工艺取得了不错效果,该工艺与传统压铸相比具有成形温度低、充型平稳、凝固收缩

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2011CB606302); 国家高技术研究发展计划资助项目(2013AA031001)

收稿日期: 2014-09-05; **修订日期:** 2015-05-25

通信作者: 康永林, 教授, 博士; 电话: 010-62332335; E-mail: kangylin@ustb.edu.cn

小等优点,减少甚至消除了铸件气孔和缩松,因此,半固态流变压铸件具有较高的力学性能。

半固态浆料制备是流变压铸技术发展异常关键的一个环节。近些年来,国内外学者已提出多种半固态浆料制备技术,如英国 Brunel 大学 FAN 等^[9]研发的双螺旋剪切技术,通过一对高速旋转的螺杆对熔体实施高剪切率搅拌来制备半固态浆料;泰国 Songkla 大学的 MAHATHANINWONGA 等^[10]开发的 GISS 技术,在熔体凝固时通入惰性气体,利用气泡扰动来制备半固态浆料;ZHU 等^[11]开发的 SCP 技术,将过热熔体浇入立式蛇形通道中降温,利用自身重力引起的扰动来制备半固态浆料;管仁国等^[12]开发的 WSP 技术,利用波浪形倾斜板表面对熔体进行快冷和搅拌来制备半固态浆料;李元东等^[13]开发的 SIM 技术,将相同成分的熔体与固相混合,并流经一定角度的导流器来制备半固态浆料。然而,到目前为止,这些技术基本都还处于实验室研究阶段,存在的问题主要有设备拆卸及清理麻烦、工作状态不稳定,如浆料容易冷凝粘在设备内,导致设备无法工作,难以连续快速制备浆料。

为此,实验室利用螺旋搅拌轴对熔体强制搅拌形成对流原理,研发新型机械搅拌制浆装置—强制对流流变成形机(Forced convection mixing rheoforming machine, FCM)^[14],该设备改善了筒体结构,使搅拌轴和筒体能够方便分离,且在搅拌室内嵌入石墨内衬,避免设备粘料。并将 FCM 设备与压铸机结合开发了 FCM 流变压铸工艺。本文作者以应用广泛的 A380 铝合金为实验材料进行 FCM 流变压铸工艺研究。在此基础上重点研究了不同 FCM 工艺参数对流变铸件组织的影响规律,对比流变铸件和传统铸件显微组织、内部缺陷和力学性能的差异,并分析 FCM 流变压铸成形过程中半固态浆料组织的形成机理及其凝固行为。

1 实验

1.1 实验设备

实验采用的制浆设备为自主发明的 FCM 设备,具体结构如图 1(a)所示。该设备主要由驱动装置、剪切搅拌装置、温度控制装置和放料装置等组成。无极调速电机通过传动齿轮带动搅拌轴旋转。剪切搅拌机构由搅拌室和搅拌轴组成,其中搅拌轴上装有适合搅拌粘性流体的螺旋带,通过调整螺杆转速使得合金熔体在搅拌室内产生流体对流。为防止熔体在搅拌室内冷凝挂料,在搅拌室内壁装有石墨内衬。搅拌桶外壁

有加热和冷却元件,通过温度控制箱对筒体温度进行精确控制。放料装置由放料手柄、芯杆和堵塞构成。浆料制备结束后,旋转放料手柄,提升堵塞,将制备的半固态浆料由收集坩埚快速输送到东芝 400 t 卧式冷室压铸机压室进行流变压铸成形,具体 FCM 流变压铸工艺如图 1(b)所示。实验选用压铸模具为生产用汽车控制臂模具和力学性能模具。

1.2 实验材料及方法

实验材料选用商用高纯 A380 铝合金锭,其化学成分如表 1 所列,液相线和固相线温度分别为 585 和 504 ℃。

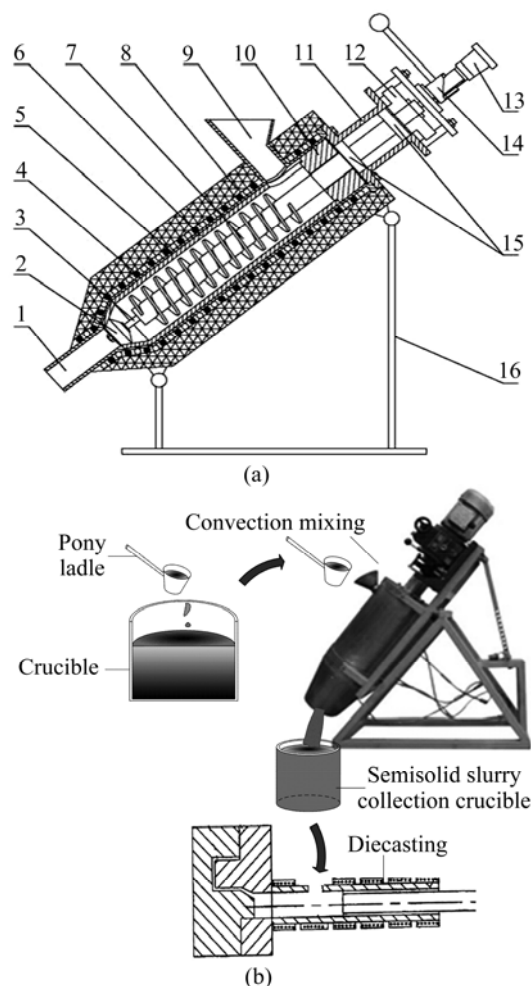


图 1 强制对流搅拌装置结构图及流变压铸流程示意图

Fig. 1 Structure diagram of FCM machine(a) and schematic diagram of FCM rheo-diecasting process(b): 1—Slurry outlet; 2—Graphite blockage; 3—Emptying core bar; 4—Heating and cooling elements; 5—Inner barrel; 6—Graphite lining; 7—Spiral stirring rod; 8—Insulation; 9—Funnel; 10—Graphite insulation ring; 11—Bearing pedestal; 12—Gear; 13—Adjusting handle; 14—Discharge handle; 15—Bearing; 16—Adjustable bracket

表 1 A380 铝合金锭的化学成分

Table 1 Chemical composition of A380 alloy ingot (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg
9.06	1.00	3.19	0.17	0.09
Zn	Ti	Ni	Sn	Al
2.41	0.06	0.07	0.03	Bal.

将 A380 铝合金锭放入预热温度为 300 ℃ 的熔炼炉内升温至 680 ℃ 熔化, 精炼除气扒渣后静置 30 min, 再将合金液降温至 640 ℃。调整内筒温度为 550~570 ℃, 螺杆转速为 100~600 r/min, 舀取合金液降温至 620 ℃, 浇注至 FCM 设备内, 搅拌 30 s 后, 旋转放料手柄流出浆料, 将坩埚收集到的浆料快速转移到压铸机压室进行流变压铸。为了对比, 本工作中传统压铸件的浇注温度均为 620 ℃, 其压铸工艺参数与 FCM 流变压铸的一致, 均为铸造压力 70 MPa, 慢压射速度 0.3 m/s, 快压射速度 1.2 m/s, 模具温度 220 ℃。

从控制臂不同位置切割取样, 具体取样位置见图 2, 进行粗磨、细磨、抛光和侵蚀后, 在 NEOPHOT 21 光学显微镜下进行组织观察和分析。利用 ImageTool 图像处理软件对初生固相尺寸、形状因子进行分析。初生固相尺寸用等积圆直径 D 表示, 形状因子用 F 表示, F 越趋近于 1, 初生固相越圆整。具体计算公式为

$$D = \sqrt{4A/\pi}$$

(1)

$$F = 4\pi A/L^2$$

(2)

式中: A 为晶粒面积; L 为晶粒界面周长。

力学性能拉伸件如图 2(b) 箭头所示, 拉伸实验在 MTS810 电子万能实验机上参考 GB/T 228—2002 进行, 应变速率为 1 mm/min, 力学性能结果取 5 根拉伸试样测试所得平均值。

2 结果与分析

2.1 不同螺杆转速下流变压铸件的显微组织

图 3 所示为内筒温度 550 ℃ 和螺杆转速 100~600 r/min 的工艺条件下 FCM 流变压铸控制臂位置 C 处的显微组织。图 4 所示为螺杆转速与初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸及形状因子的关系曲线。当螺杆转速为 100 r/min 时, 成形件组织主要由蔷薇状、椭球状及少量颗粒状的初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒组成, 初生固相平均尺寸为 72 μm , 形状因子为 0.48, 分布很不均匀; 当螺杆转速为 200 r/min 时, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒在基体上的分布较为均匀, 组织中的蔷薇状晶粒明显减少, 以椭球状和颗粒状为主, 初生固相平均尺寸为 65 μm , 形状因子为 0.54; 当螺杆转速增加到 400 r/min 时, 成形件的组织形貌发生较大变化, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒变的更加细小圆整, 主要以近球状形貌存在, 且分布均匀, 其平均尺寸降为 53 μm , 形状因子为 0.77; 随着螺杆转速进一步增加到 600 r/min, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸继续减小, 形状因子不断提高, 且在基体上分布更加均匀, 但组织中气孔缺陷

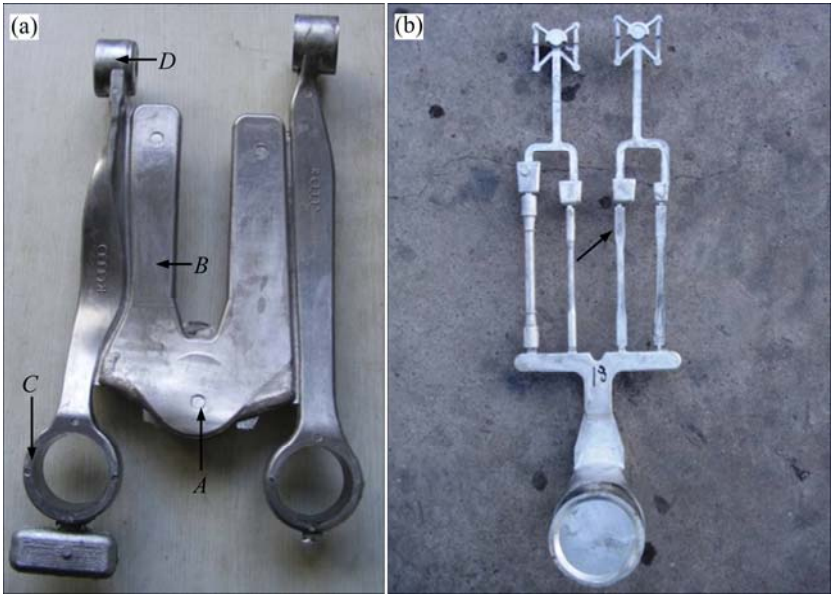


图 2 汽车控制臂压铸件取样位置及力学性能拉伸件

Fig. 2 Sampling positions of auto control arm(a) and tensile specimen(b)

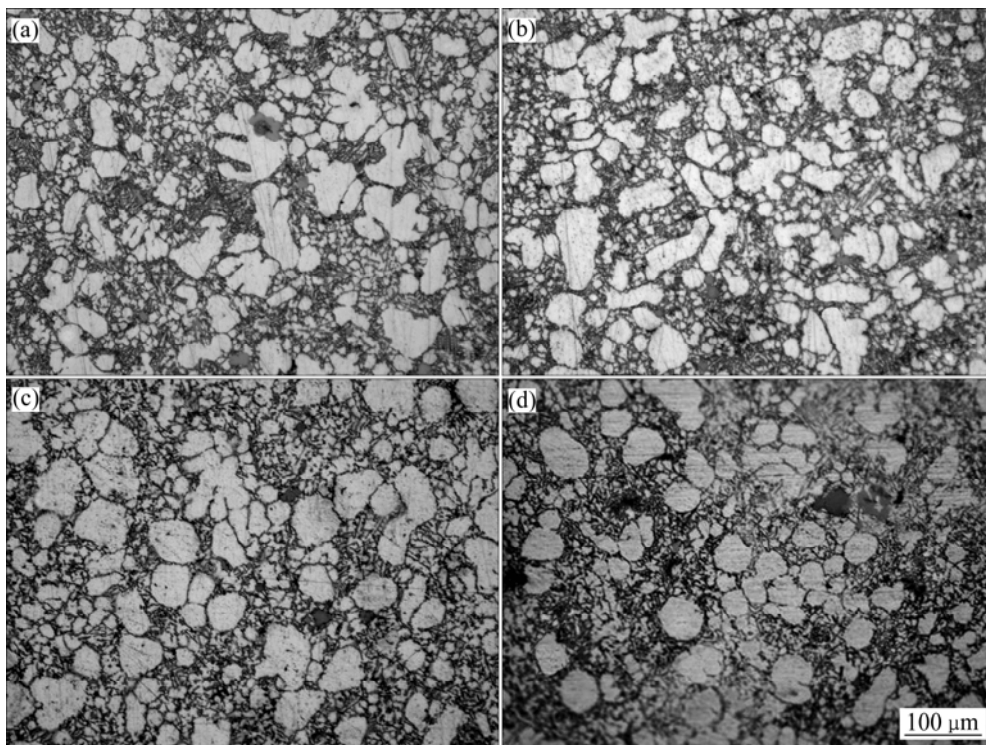


图 3 不同螺杆转速下 FCM 流变压铸汽车控制臂显微组织

Fig. 3 Microstructures of FCM rheo-diecasting auto control arms at different rotation speeds: (a) 100 r/min; (b) 200 r/min; (c) 400 r/min; (d) 600 r/min

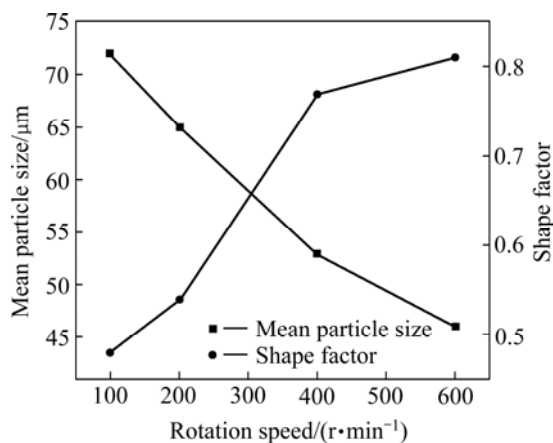


图 4 筒体温度 550 °C 时不同螺杆转速下 FCM 流变压铸件的初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒的平均尺寸和形状因子

Fig. 4 Mean size and shape factor of primary $\alpha(\text{Al})$ particles in FCM rheo-diecasting parts under different rotation speeds at barrel temperature of 550 °C

明显增多。

从图 3 和 4 可以看出,随着螺杆转速的提高,组织中初生固相的形貌逐渐趋于细小圆整,分布更加均匀。其主要原因在于:螺杆转速的提高增大了合金熔

体在搅拌室内的对流强度,这促使熔体在相同的时间内达到更大的过冷度,从而更易形核,同时,增大对流强度也促使过冷熔体内部温度场和浓度场的分布更加均匀一致。另外,随着螺杆转速的提高,枝晶与叶片、枝晶与筒壁、以及枝晶与枝晶之间碰撞的频率和强度大大增加,有利于枝晶臂断裂和不规则晶粒尖角处磨圆。但是,螺杆转速不宜过高,由于剧烈的剪切搅拌会造成熔体卷气严重,导致铸件内部存在较多的气孔缺陷(见图 3(d)),不利于成形件力学性能的提高。因此,本实验在螺杆转速为 400 r/min 时制备 A380 铝合金半固态浆料较为合理。

2.2 不同内筒温度下流变压铸件的显微组织

图 5 所示为螺杆转速 400 r/min 和内筒温度 550~570 °C 工艺条件下 FCM 流变压铸控制臂位置 C 处的显微组织。图 6 所示为内筒温度与晶粒尺寸及形状因子的关系曲线。由图 5 和 6 可以看出,内筒温度在 570 °C 时,组织中初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒以蔷薇状和颗粒状为主,分布不均匀,平均尺寸为 77 μm,形状因子仅为 0.41;当内筒温度为 560 °C 时,组织中蔷薇状晶粒显著减少,初生 $\alpha(\text{Al})$ 呈椭球状和颗粒状,但分布也不均匀,初生

固相平均尺寸为 $58\ \mu\text{m}$, 形状因子为 0.71; 当内筒温度下降到 $550\ ^\circ\text{C}$ 时, 初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒细小圆整, 近球状晶粒明显增多, 分布均匀, 初生固相平均尺寸细化到 $53\ \mu\text{m}$, 形状因子达到 0.77。

同时, 由图 5 和 6 还可看出, 随着内筒温度的降低, 组织中初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒尺寸减小, 数量增加, 形貌更加圆整, 分布也更加均匀, 其原因在于: 内筒温度越低, 合金熔体在搅拌室内的冷却速率越快, 产生的过冷度越大, 初生晶粒稳定形核所需的临界半径和临界功减小, 形核率提高, 从而获得大量细小的初生固相。另外, 初生晶粒数量的提高使剪切搅拌过程中固相颗粒的碰撞、摩擦的机会更加频繁, 这有利于枝晶破碎和晶粒圆整。但内筒温度不宜过低, 由于过低的内筒温度会严重削弱浆料的流动能力, 给随后的浆料输送以及压铸成形带来困难, 因此, 本实验内筒温度

arms at different barrel temperatures: (a) $570\ ^\circ\text{C}$; (b) $560\ ^\circ\text{C}$; (c) $550\ ^\circ\text{C}$

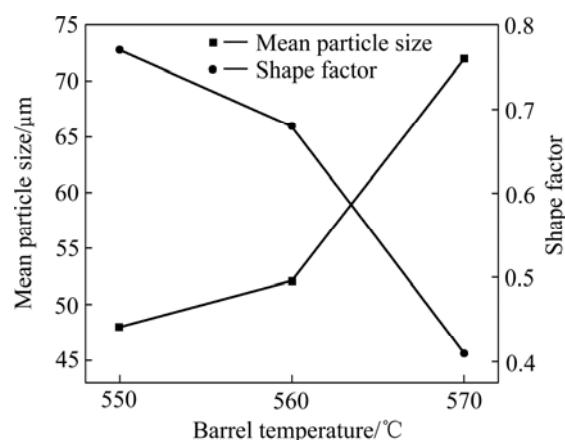


图 6 螺杆转速 $400\ \text{r/min}$ 时不同内筒温度下 FCM 流变压铸件的初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒的平均尺寸和形状因子

Fig. 6 Mean particle size and shape factor of primary $\alpha(\text{Al})$ particles in FCM rheo-diecasting parts at different barrel temperatures at rotation speed of $400\ \text{r/min}$

选择为 $550\ ^\circ\text{C}$ 时, 既可得到良好的球状初晶组织, 又可保证浆料顺利充型。

2.3 传统压铸件与 FCM 流变压铸件组织对比

图 7 所示为 A380 铝合金传统压铸与 FCM 流变压铸汽车控制臂不同位置显微组织的对比。FCM 工艺参数为螺杆转速 $400\ \text{r/min}$, 内筒温度 $550\ ^\circ\text{C}$ 。由图 7 可以看出, 在铸件料柄 A 处, 传统压铸件组织中初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒主要由发达的树枝晶组成, 且彼此连接成网状; 而流变压铸料柄处组织主要由蔷薇状和近球状初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒组成。相对于 A 处, 在浇道 B 处, 由于型腔壁的激冷作用, 树枝晶长大有限, 传统压铸件组织主要由未发展的枝晶组成; 而对于流变压铸, 其浇道处组织主要由近球状和少量颗粒状初生 $\alpha(\text{Al})$ 组成, 另外, 还存在许多二次凝固所产生的极为细小的 $\alpha_2(\text{Al})$ 晶粒; 在控制臂位置 C、D 处, 流变压铸件仍是典型的半固态组织, 且随着浆料流动距离的增加, 基体中初生 $\alpha(\text{Al})$ 晶粒数量减少, 液相相对较多, 这是由于半固态浆料中液相的流动能力要强于初生固相, 充型距离的不同会造成初生固相在铸件不同位置处的分布有所差异; 而对于传统压铸控制臂, C、D 位置处仍可明显观察到未发展枝晶的存在, 且可以发现较多气孔。

2.4 传统压铸件与 FCM 流变压铸件内部缺陷对比

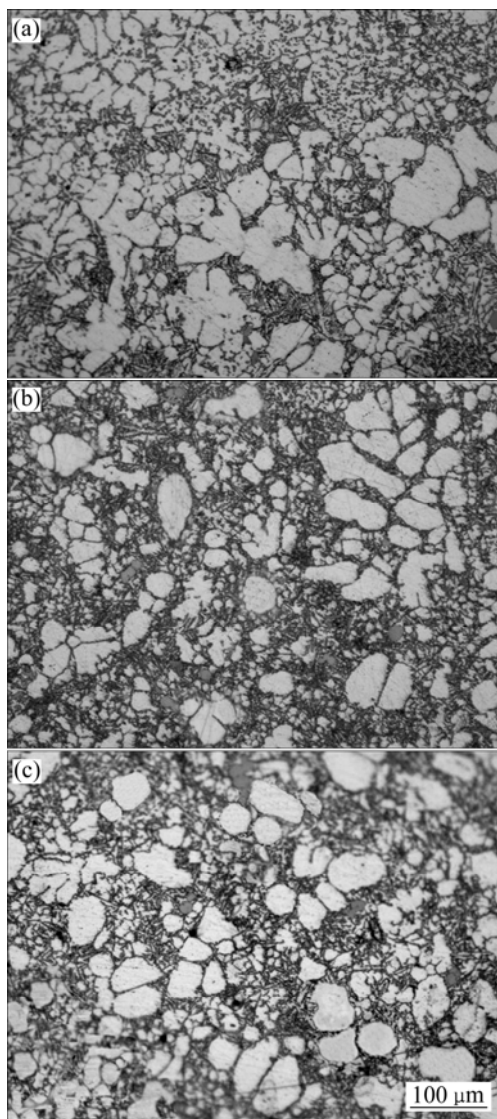


图 5 不同内筒温度下 FCM 流变压铸汽车控制臂显微组织
Fig. 5 Microstructures of FCM rheo-diecasting auto control

图 8 所示为传统压铸与 FCM 流变压铸汽车控制 臂剖切截面处内部气孔缺陷的对比。FCM 工艺参数为

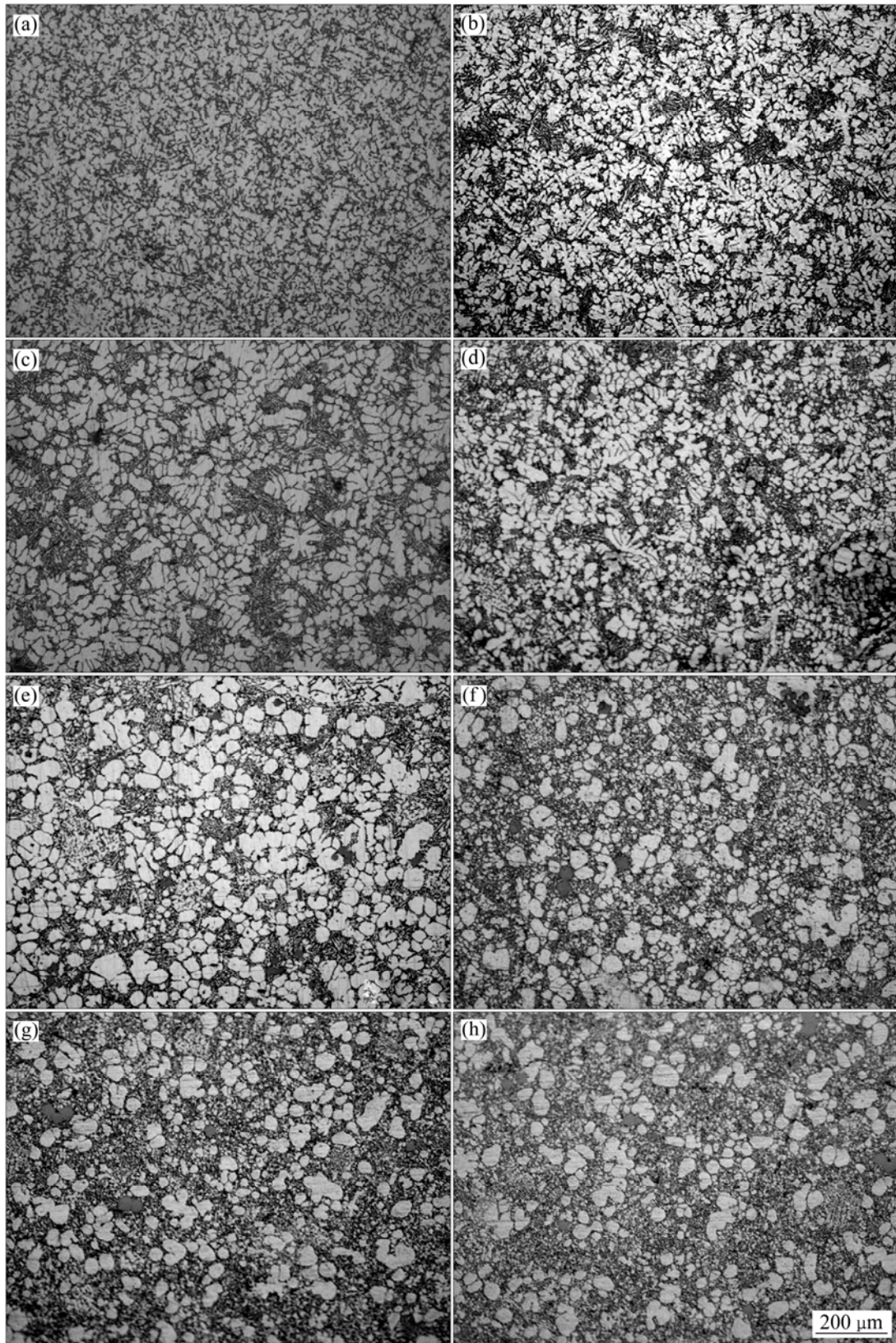


图 7 传统压铸与 FCM 流变压铸汽车控制臂不同部位的显微组织

Fig. 7 Microstructures of traditional diecasting((a)–(d)) and FCM rheo-diecasting((e)–(h)) auto control arms at different positions: (a), (e) Position A; (b), (f) Position B; (c), (g) Position C; (d), (h) Position D

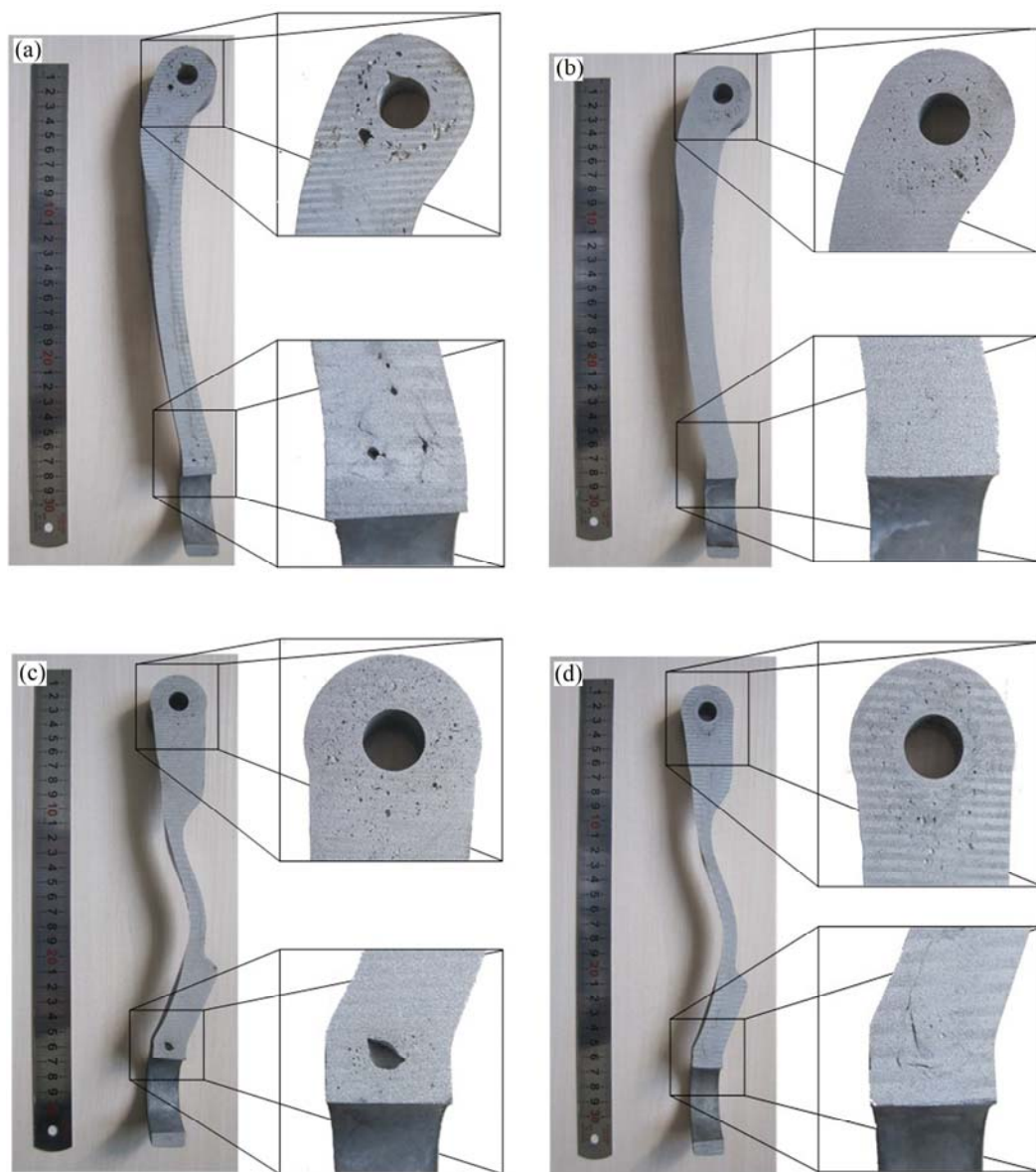


图 8 传统压铸与 FCM 流变压铸汽车控制臂不同部位的气孔缺陷

Fig. 8 Pore defects of control arms at different positions by traditional diecasting((a), (c)) and FCM rheo-diecasting((b), (d))

螺杆转速 400 r/min, 内筒温度 550 ℃。采用 ImageTool 软件对图 8 放大部位处的气孔面积和数量进行统计, 统计结果如图 9 所示。由图 9 可以看出, 在传统压铸铸件剖面上存在大量气孔, 其面积从针孔大小到大于 15 mm², 气孔数量总体上随气孔面积的增大而减少; FCM 流变压铸铸件剖面上的气孔明显减少, 从气孔数量方面看, 虽然面积小于 10 mm² 的气孔数量变化不大, 但面积大于 10 mm² 的气孔基本消失。从气孔面积方面看, 传统压铸件放大部位处的气孔总面积约为 674 mm²(见图 9(a)和(c)), 而流变压铸件气孔总面积约为 162 mm²(见图 9(b)和(d)), 两者相差 4 倍之多。这表明相对于传统压铸, FCM 流变压铸在提高铸件内部质

量、减少铸件内部缺陷方面具有显著优势。

2.5 传统压铸件与 FCM 流变压铸件力学性能对比

由于控制臂是汽车悬架系统的重要安全件和功能件, 在实际应用中需承受一定载荷, 因此, 对零件的强度和塑性有较高要求。在传统压铸中, 铸件组织粗大(见图 7), 且内部气孔等缺陷严重(见图 8), 性能难以提高, 导致铸件难以满足实际应用要求, 而 FCM 流变压铸很好地解决了这一难题。图 10 所示为传统压铸与 FCM 流变压铸拉伸件力学性能的对比。FCM 工艺参数为螺杆转速 400 r/min, 内筒温度 550 ℃。可以发现, FCM 流变压铸件具有更高的力学性能, 其抗拉

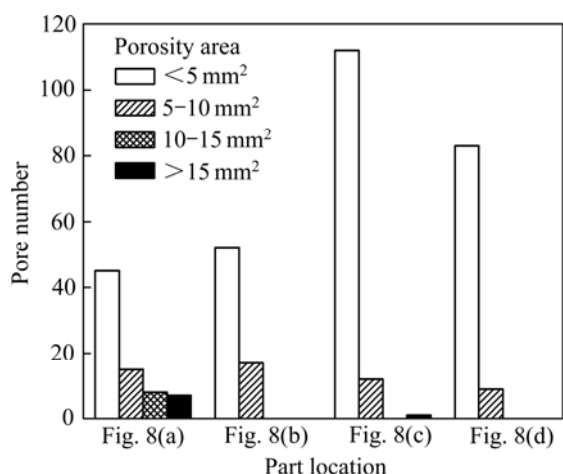


图9 图8中不同部位气孔数量的统计

Fig. 9 Pore number in different locations in Fig. 8

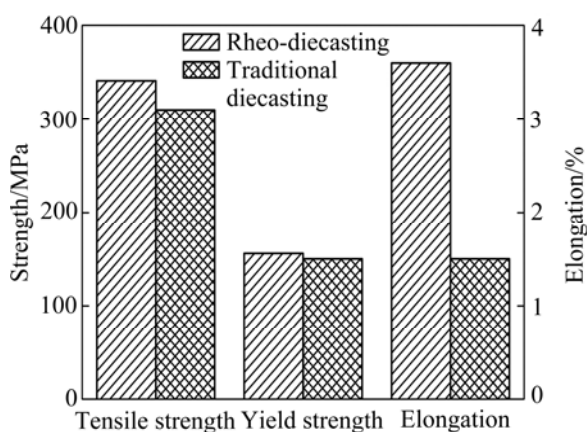


图10 传统压铸与FCM流变压铸拉伸件的力学性能

Fig. 10 Mechanical properties of tensile specimens fabricated by traditional diecasting and FCM rheo-diecasting

强度为 341 MPa、屈服强度为 156 MPa 和伸长率为 3.6%，与传统压铸件相比，其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高了 10%、4% 和 140%。FCM 流变压铸件力学性能提高的原因：一方面，由于成形温度低，且熔体受到强烈的对流搅拌，铸件内部组织细小、圆整、分布均匀，致密度高；另一方面，半固态浆料进入压室和型腔时具有较高黏度，避免了浆料在充型过程中卷气现象的发生，改善了铸件内部气孔缺陷，因此其强度和塑性均会显著提高。

2.6 FCM 流变压铸工艺组织的形成机理及凝固行为

在强制对流搅拌过程中，由于对流搅拌强度大，枝晶根部会产生很大的弯曲应力；而晶体在接近熔点

时，其强度较小，所以枝晶机械断裂是完全有可能的，但这并不是非枝晶组织形成的主要原因。枝晶断裂观点^[15-16]认为：晶粒先生长为树枝状，在搅拌作用下由于枝状断裂向球形转化。这显然忽略了在搅拌的同时，强烈对流作用下熔体的凝固过程会发生异于经典凝固理论所描述的现象。

强制对流搅拌条件下熔体凝固的最大特点为搅拌在熔体中产生了强烈的混合对流，凝固过程是在强烈流动的条件下进行，不同于常规铸造的静态凝固。结晶凝固过程是通过晶体的形核和长大来完成的。强制对流搅拌对动态结晶过程的影响也主要通过影响甚至改变这两个过程来实现。

在一般实验室条件下，液态金属凝固不会出现均匀形核，由于液态金属均匀形核所需的过冷度很大，所以在 FCM 设备中，认为所有的晶粒均为非均匀形核。在半固态浆料制备过程中，强烈对流作用极大地改变了 FCM 设备中熔体的传热和传质过程。在传热方面，由于筒体和搅拌轴对熔体均产生较强的冷却作用，使熔体快速冷却至合金液相线以下，且整个熔体处于均匀的过冷状态而不只是表层，可借助悬浮的有效形核质点大量形核，使得晶粒在熔体内部存留下来继续长大。在传质方面，熔体中物质传输为对流控制，而非扩散控制，熔体处于快速混合状态，晶粒生长游离出的溶质被及时带走，不会在晶面前沿堆积，使熔体的宏观成分相对均匀。

除了熔体内部有效形核质点产生稳定晶核外，依靠筒壁、螺杆和旋转叶片为基底的非均匀形核需要的稳定形核能更小，更易产生大量稳定晶核。OHNO^[17]在研究等轴晶来源时提出了晶粒游离机理，认为在凝固初期熔体在铸型壁或冷却液面上形成颈缩形晶粒，在熔体对流作用下脱离型壁或冷却液面产生游离，进入熔体内部，如图 11(a)所示。FCM 设备正是根据晶粒游离机理，通过筒体和搅拌轴的冷却以及强制对流搅拌作用，再配以合适的浇注温度实现特定的浇注过程，目的是增强熔体内部的形核和促进晶粒游离。图 11(b)所示为 FCM 设备内筒壁和螺旋搅拌轴之间晶粒的游离示意图。由于熔体强烈对流作用，这些晶核无法形成稳定的凝固壳，在熔体的冲刷作用下游离到熔体内部，且在筒壁、螺杆和旋转叶片上继续产生新晶核，这显著增大了熔体中的形核率，为熔体结晶出细小圆整的非枝晶初生固相准备了条件。

晶核一旦形成，即可进入长大阶段。当晶核半径大于临界晶核半径后，晶核的长大将伴随系统自由能

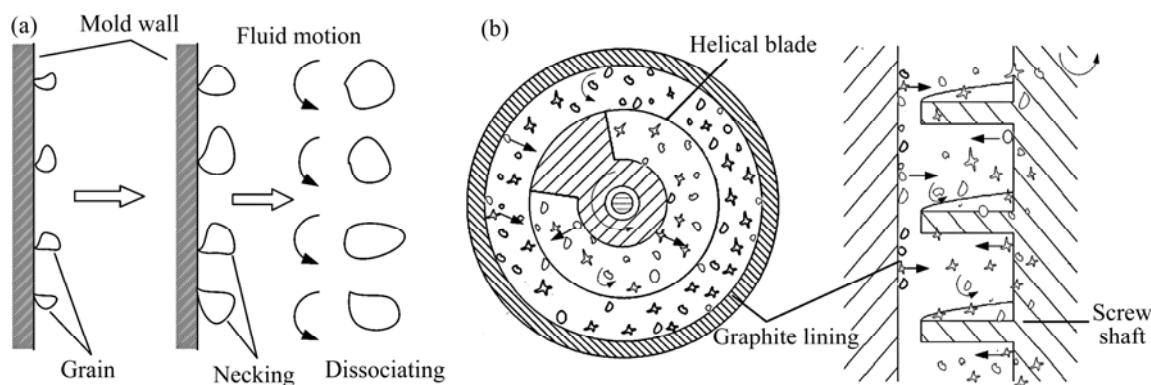


图 11 传统晶粒游离示意图及 FM 设备内晶粒游离示意图

Fig. 11 Schematic diagrams of crystal dissociating of traditional crystal dissociating(a) and crystal dissociating in FCM machine(b)

的减小, 晶核将自发地不断长大。强烈对流运动改变了传统凝固条件下依靠传导单向传热和扩散缓慢传质的状态。由于强烈对流引起熔体内的热量和物质快速混合, 使熔体在整体上温度和成分相对均匀, 晶粒处于均匀的生长环境中, 这极大地削弱了枝晶产生条件, 在这种情况下, 晶粒将往各个方向上均匀长大。

Mullins-Sekerka 不稳定理论指出, 凝固结晶过程中, 当球状晶尺寸超过某一临界尺寸时, 其稳态生长将趋于不稳定, 由球状向枝晶发展^[18-19]。另外, 处于过冷状态下的熔体中会有部分晶核在筒壁、螺杆和旋转叶片上以倾向于枝晶的形式长大, 在长大过程中由于受到螺杆的强烈剪切搅拌, 初生枝晶会发生破碎并游离到熔体中(见图 11(b))。由于熔体具有均匀的温度场和浓度场, 游离的枝晶不存在择优生长。同时, 在表面能的作用下, 游离枝晶向尽量缩小表面积的趋势生长, 逐渐趋于球形。MOLENAAR 等^[20]和 GUO 等^[21]认为, 强烈对流下的晶粒在生长过程中具有自旋行为, 正是这种自旋行为, 使得晶粒在生长过程中不断地变换液-固界面的温度场和浓度场。因此, 即使某一瞬间内晶粒的各个方向生长速度出现较大差异, 晶粒也将在各个方向相对均匀生长, 最终获得球状/近球状的半固态初生固相。

传统压铸和 FCM 流变压铸工艺中 A380 铝合金熔体的凝固冷却过程如图 12 所示。由图 12 可以看出, 对于 FCM 流变压铸, A380 铝合金熔体的凝固主要经历了一次凝固和二次凝固两个阶段。一次凝固主要发生在半固态浆料制备阶段, 其又包括熔体快速冷却、等温搅拌及浆料快速输送 3 个阶段。二次凝固主要包括浆料进入压室、模具型腔及其充型过程的凝固, 即流变压铸, 其与传统压铸有着较大区别。首先, 对于

传统压铸, 熔体由于过冷作用, 首先在压室和模具型腔内壁上开始形核, 随着熔体流动, 晶核进入熔体内部, 一部分被过热熔体重新熔化, 另一部分则存活下来并逐渐长大, 受过冷度梯度影响, 这些晶核大多长大为树枝晶, 且分布不均匀。而流变压铸所使用的半固态浆料内部包含大量细小均匀的球状晶, 在二次凝固阶段相互抑制长大, 且温度处于半固态区间, 过冷容易形核, 新生成的晶粒容易存活, 最终获得的流变压铸铸件中存在大量细小均匀分布的近球状晶粒; 其次, 流变压铸所使用的半固态浆料具有较高的表观黏度, 减轻甚至消除了充型过程中紊流现象的发生, 降低了铸件的气孔率。另外, 较低的浆料温度减弱了铸件凝固收缩, 改善了铸件内部孔洞缺陷。

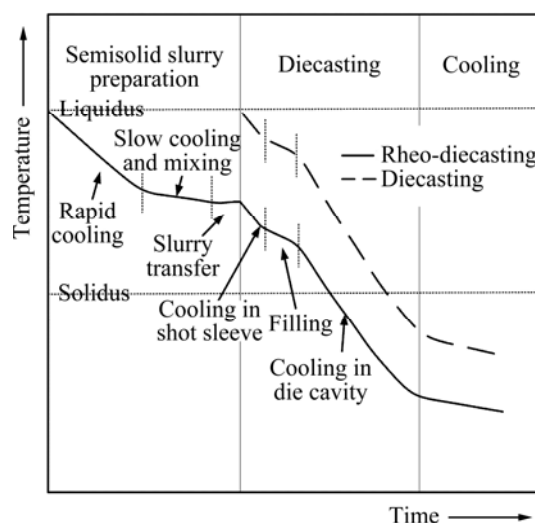


图 12 传统压铸工艺与 FCM 流变压铸工艺合金熔体的凝固冷却过程

Fig. 12 Solidification cooling process of melt in traditional diecasting process and FCM rheo-diecasting process

由于压室和型腔对浆料的冷却速度较大,残存的液相发生了快速凝固,加之半固态浆料经过强烈对流搅拌作用,残余液相内部具有均匀的温度和浓度分布,晶核会在残余液相内部整体爆发形核。与一次凝固相比,残余液相在二次凝固过程中冷却速率极大,晶核没有机会生长,最终获得均匀细小的二次凝固组织 $\alpha_2(\text{Al})$ 。

3 结论

1) FCM 工艺参数对 A380 铝合金流变压铸件的显微组织有着显著影响,适当提高螺杆转速或降低内筒温度,均有利于铸件组织形貌的改善。

2) FCM 流变压铸工艺不仅可以获得内部组织细小、圆整且分布均匀的 A380 铝合金铸件,且可以明显改善铸件内部气孔缺陷和提高铸件力学性能。与传统压铸件相比,FCM 流变压铸件的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提高了 10%、4%和 140%。

3) 强制对流搅拌运动改变了传统凝固条件下依靠传导单向传热和扩散缓慢传质的状态,极大地改善 FCM 设备中熔体的传热和传质过程,引起熔体内的热量和物质快速混合,使熔体在整体上温度和浓度相对均匀,晶粒处于相对均匀的生长环境中,破坏枝晶生长环境,使得晶粒往各个方向均匀生长。

REFERENCES

- [1] 杨裕国. 铝压铸成型及质量控制[M]. 北京: 化学工业出版社, 2009: 55-57.
YANG Yu-guo. Process and quality control of aluminum die-casting[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009: 55-57.
- [2] 朱必武, 李落星, 刘 筱, 张立强, 卜晓兵, 徐 戎. 薄壁铝合金压铸充型过程中的流动特征及其凝固组织[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 43-52.
ZHU Bi-wu, LI Luo-xing, LIU Xiao, ZHANG Li-qiang, BU Xiao-bing, XU Rong. Flow characteristics and solidified microstructure during filling process of thin-wall aluminum alloy under high pressure die casting conditions[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 43-52.
- [3] LEE B D, BAEK U H, HAN J W. Optimization of gating system design for die casting of thin magnesium alloy-based multi-cavity LCD housings[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, 1: 1893-1903.
- [4] LI Sheng-yong, LI De-jiang, ZENG Xiao-qin, DING Wen-jiang. Microstructure and mechanical properties of Mg-6Gd-3Y-0.5Zr alloy processed by high-vacuum die-casting[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(12): 3769-3776.
- [5] 赖华清, 徐 翔, 范宏训. 充氧压铸及其应用[J]. 金属成形工艺, 2004, 22(2): 12-14.
LAI Hua-qing, XU Xiang, FAN Hong-xun. Pore-free die casting and its application[J]. Metal Forming Technology, 2004, 22(2): 12-14.
- [6] YANG Liu-qing, KANG Yong-lin, ZHANG Fan, DING Rui-hua, LI Jiong. Rheo-diecasting of AZ91D magnesium alloy by taper barrel rheomoulding process[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20(6): 966-972.
- [7] CHEN Zheng-zhou, MAO Wei-min, WU Zong-chuang. Mechanical properties and microstructures of Al alloy tensile samples produced by serpentine channel pouring rheo-diecasting process[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(7): 1473-1479.
- [8] WU Shu-sen, LÜ Shu-lin, AN Ping, NAKAE H. Microstructure and property of rheocasting aluminum-alloy made with indirect ultrasonic vibration process[J]. Materials Letters, 2012, 73: 150-153.
- [9] FAN Z, FANG X, JI S. Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast (RDC) aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 412: 298-306.
- [10] MAHATHANINWONGAN, PLOOKPHOL T, WANNASINA J, WISUTMETHANGOON S. T6 heat treatment of rheocasting 7075 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 532: 91-99.
- [11] ZHU Wen-zhi, MAO Wei-min, TU Qin. Preparation of semi-solid 7075 aluminum alloy slurry by serpentine pouring channel[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24: 954-960.
- [12] 管仁国, 曹富荣, 赵占勇, 黄红乾, 张秋生, 王 超. WSP 流变铸造与球化处理对 Al-18%Si-5%Fe 合金组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(9): 2084-2090.
GUAN Ren-guo, CAO Fu-rong, ZHAO Zhan-yong, HUANG Hong-qian, ZHANG Qiu-sheng, WANG Chao. Effects of wavelike sloping plate rheocasting and spheroidisation on microstructures and properties of Al-18%Si-5%Fe alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(9): 2084-2090.
- [13] 李 春, 李元东, 马 颖, 陈体军, 武慧慧, 李艳磊. 自孕育工艺参数对 ZA96 镁合金半固态组织的影响及其交互本质[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(3): 599-609.
LI Chun, LI Yuan-dong, MA Ying, CHEN Ti-jun, WU Hui-hui, LI Yan-lei. Effects of self-inoculation technological parameters on semi-solid microstructure of ZA96 magnesium alloy and interactive nature[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(3): 599-609.
- [14] ZHOU Bing, KANG Yong-lin, ZHANG Jun, GAO Jun-zhen,

- ZHANG Fan. Forced convection rheomoulding process for semisolid slurry preparation and microstructure evolution of 7075 aluminum alloy[J]. *Solid State Phenomena*, 2013, 192/193: 422–427.
- [15] 张景新, 张 奎, 刘国钧, 徐 骏, 石力开. 电磁搅拌制备半固态材料非枝晶组织的形成机制[J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(4): 511–515.
- ZHANG Jing-xin, ZHANG Kui, LIU Guo-jun, XU Jun, SHI Li-kai. Formation mechanism of non-dendritic structure in semi-solid metals produced by ES process[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(4): 511–515.
- [16] FLEMINGS M C. Behavior of metals in the semi-solid state[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22A: 957–981.
- [17] OHNO A. Solidification-the separation theory and its practical applications[M]. Germany: Springer-Verlag Press, 1987: 36.
- [18] 张小立, 李廷举, 谢水生. 采用热焓平衡旋转磁场装置制备半固态浆料[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(8): 1881–1886.
- ZHANG Xiao-li, LI Ting-ju, XIE Shui-sheng. Semisolid slurry produced using enthalpy equilibrium rotating magnetic fields device[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(8): 1881–1886.
- [19] MA Qian. Creation of semisolid slurries containing fine and spherical particles by grain refinement based on the Mullins-Sekerka stability criterion[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54: 2241–2252.
- [20] MOLENAAR J M M, KATGERMAN L, KOOL W H. On the formation of the stir cast structure[J]. *Journal of Materials Science*, 1986, 21(2): 389–394.
- [21] GUO Hong-min, ZHANG Ai-sheng, YANG Xiang-jie, YAN Ming-ming. Grain refinement of Al-5%Cu aluminum alloy under mechanical vibration using melttable vibrating probe[J]. *Transaction of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(8): 2489–2496.

(编辑 李艳红)