

高导热镁合金滤波器壳体压铸工艺、组织与性能研究

周丽萍¹, 李子昕¹, 张玮宸¹, 林占宏², 金 晨², 赵 寿², 曾小勤¹, 李德江¹

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院, 轻合金精密成型国家工程研究中心, 上海 200240;

2. 青海盐湖特立镁有限公司, 青海西宁 811600)

摘要: 以Mg-4La-2Al-0.3Mn (LA42) 合金为研究对象, 利用OM、XCT、数值模拟等方法, 对比AZ91D常规压铸工艺, 优化出适用于LA42合金滤波器壳体的压铸工艺。研究表明, 滤波器壳体的最优压铸工艺是浇注温度720 °C、模具温度250 °C、增压压力90 MPa。该工艺下成形的滤波器壳体, 其背部与散热齿的显微组织与性能相差较大。壳体背部冷却速率慢, 晶粒尺寸大, 伴随大量预结晶组织, 而散热齿冷却速率快, 晶粒尺寸细小, 伴随冷隔和孔洞缺陷。散热齿热导率[107.7 W/(m·K)]低于壳体背部热导率[112.3 W/(m·K)]。散热齿屈服强度(170.1 MPa), 远高于壳体背部屈服强度(138.4 MPa)。但散热齿区域因为含有明显冷隔和孔洞缺陷, 显著影响伸长率。

关键词: 镁合金; 热导率; 力学性能; 压铸

作者简介:

周丽萍(1986-), 女, 实验师, 硕士, 主要研究方向为镁合金制备与性能开发。E-mail: lipingzhou@sjtu.edu.cn

通讯作者:

李德江, 男, 研究员, 博士, 博士生导师。电话: 021-54742381, E-mail: lidejiang@sjtu.edu.cn

中图分类号: TG249.2⁺8

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

02-0194-08

基金项目:

上海交通大学实验技术专项课题(JCZXSJB2022-01); 国家重点研发计划资助项目(2021YFB3701101); 青海盐湖工业股份有限公司科技专项(21-ZC0609-0003); 国家自然科学基金(No. 52301059)。

收稿日期:

2023-07-18 收到初稿,

2023-11-18 收到修订稿。

传统的压铸镁合金AZ91D有出色的铸造性能(流动性、抗热裂性等), 广泛应用于电子通讯领域^[1-3]。但随着设备集成度的提高, 体积缩小, 设备功耗增加, AZ91D合金由于含有大量固溶原子造成电子运输过程中散射, 导致其热导率仅有51 W/(m·K)^[4], 无法满足设备的散热需求。针对此问题, 作者团队曾开发了适用于压铸的高导热镁合金LA42(Mg-4La-2Al-0.3Mn, wt%), 其热导率可达110 W/(m·K), 压铸试验拉伸棒屈服强度140 MPa, 抗拉强度240 MPa, 伸长率12%^[5]。但实际应用过程中, 产品大多数具有结构复杂、尺寸大、壁厚不均匀、壁薄等特征, 对合金的压铸充填能力要求更为苛刻, 压铸充填过程的效果最终影响压铸件质量^[6-10]。

滤波器作为通讯基站射频的核心器件, 为了保证它的高效运行, 其中滤波器壳体散热问题亟待解决, 迫切需要导热性能优异的滤波器壳体材料。如图1所示, 滤波器壳体的尺寸高达456 mm × 301 mm × 76 mm, 散热齿最薄处仅有1 mm。LA42合金铸造性能比AZ91D合金略差, 采用常规压铸工艺生产滤波器壳体无法获得质量优良的零部件。本工作通过压铸工艺数值模拟优化, 获得适用于大型薄壁LA42合金滤波器壳体的压铸工艺, 并对铸件本体显微组织与性能进行分析, 以探讨LA42镁合金在滤波器壳体上推广应用的可行性。

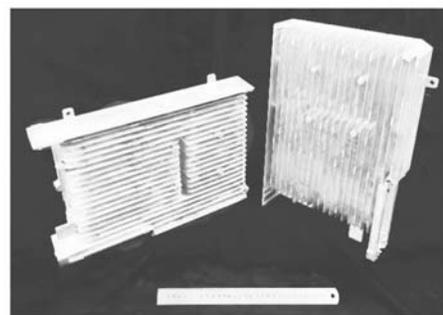


图1 滤波器壳体压铸件
Fig. 1 Filter shell die casting

1 试验材料与设备

试验材料为LA42合金, 并用商用AZ91D合金作对照试验。通过ICP-OES测定LA42和AZ91D合金化学成分, 结果见表1。滤波器散热壳体采用压铸机Bulher

表1 LA42和AZ91D合金化学成分
Table 1 Chemical compositions of the LA42 and AZ91D alloys

合金	La	Al	Zn	Mn	Mg	$w_B/\%$
AZ91D	-	8.64	0.71	0.31	余量	
LA42	4.05	2.18	-	0.3	余量	

表2 本试验所采用的压铸工艺参数
Table 2 HPDC processing parameters adopted in this work

工艺	合金	浇注温度/℃	慢压射速度/($m \cdot s^{-1}$)	快压射速度/($m \cdot s^{-1}$)	增压压力/MPa	模具温度/℃
	AZ91D	680	0.2	6	70	180
A		680	0.2	6	70	180
B	LA42	720	0.2	6	70	250
C		720	0.2	6	90	250
D		760	0.2	6	90	250

在铸件本体切取直径12.7 mm的圆片，切取标距段为15 mm × 3.5 mm的板状拉伸片，分别在散热齿和壳体背部切取对应试样。具体取样位置如图2所示。采用LFA467激光导热仪测量室温热扩散系数 α ，使用密度计（Sartorius Quintix124-1CN）对样品的室温密度 ρ 进行测试，比热容依据Neumann-Kopp定律来计算^[12-14]。

$$C_p(T) = \sum C_{p,i}(T) x_i \quad (1)$$

式中： $C_{p,i}(T)$ 为合金中各元素的定压比热容， x_i 为该元素在合金中的质量分数。

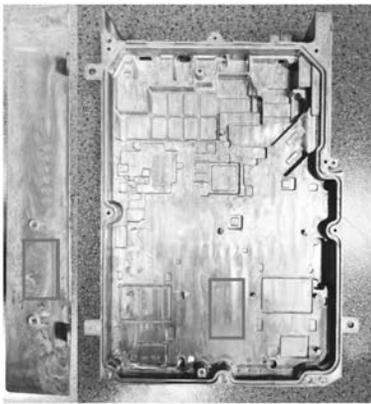


图2 热导率圆片试样和拉伸试样取样位置

Fig. 2 Sampling locations of thermal conductivity disc specimens and tensile test specimens

本文中用到的各元素的比热容随温度变化如下^[15]：

$$C_p(\text{Mg}) = 0.89 + 4.58 \times 10^{-4} (T + 273) \quad (2)$$

$$C_p(\text{Al}) = 0.67 + 5.90 \times 10^{-4} (T + 273) \quad (3)$$

$$C_p(\text{Mn}) = 0.38 + 3.27 \times 10^{-4} (T + 273) \quad (4)$$

$$C_p(\text{La}) = 0.19 + 0.17 \times 10^{-4} (T + 273) \quad (5)$$

SC140L压铸而成，采用的压室长度为760 mm，冷却时间15 s。在智铸超云平台（Supreium[®]）通过压铸过程数值模拟对压铸工艺参数进行优化选择^[11]，具体压铸工艺见表2。最终采用XCT对LA42和AZ91D铸件孔隙率、热裂纹及缺陷分布进行对比评价，以评估LA42合金的成形能力。

最终试样的热导率可以由式（6）获得：

$$\lambda = \alpha \rho C_p \quad (6)$$

式中： α 为热扩散系数， ρ 为密度， C_p 为比热容。

在MTS拉伸试验机上以0.5 mm/min的拉伸速率对上述拉伸片进行室温拉伸试验。对试样进行机械研磨、抛光和用镁合金专用蚀刻剂（4 mL硝酸和96 mL乙醇）腐蚀5 s后，采用蔡司光学显微镜AXIO SCOPE 5进行显微组织观察。采用搭载EDS的扫描电子显微镜拍摄背散射（BSE）照片，在至少十个基体区域用EDS点扫描模式测量固溶原子浓度。

2 试验结果与分析

2.1 充型过程数值模拟与典型缺陷分布情况

根据材料的热物性数据，采用压室充填模式计算压铸充填过程，辅助压铸工艺设计。图3所示为不同压铸工艺参数下的LA42合金在同一慢压射充型时刻（2.88 s）数值模拟结果。观察压室内熔体充填情况，发现工艺A与AZ91D工艺相同，浇注温度680 ℃，模具温度180 ℃，该条件下LA42合金充填平稳，但由于LA42合金凝固区间大约在630~580 ℃，远高于AZ91D的凝固区间（595~437 ℃）^[5, 16]，贴近压室内壁的多数熔体温度已经低于液相线温度， α -Mg已经开始形核凝固（图3工艺A箭头所指位置），粘度增大，流动性降低，并容易产生预结晶组织，从而造成枝晶间隙补缩不足产生缩松，并显著影响塑性。

因此，需要提高浇注温度和模具温度，改善LA42合金充型和补缩能力。工艺B和C在工艺A基础上将浇注温度提高至720 ℃，模具温度提高至250 ℃，压室截面熔体温度分布情况有很大改善，均在液相线温度以上。工艺D在工艺C的基础上将浇注温度进一步提高至

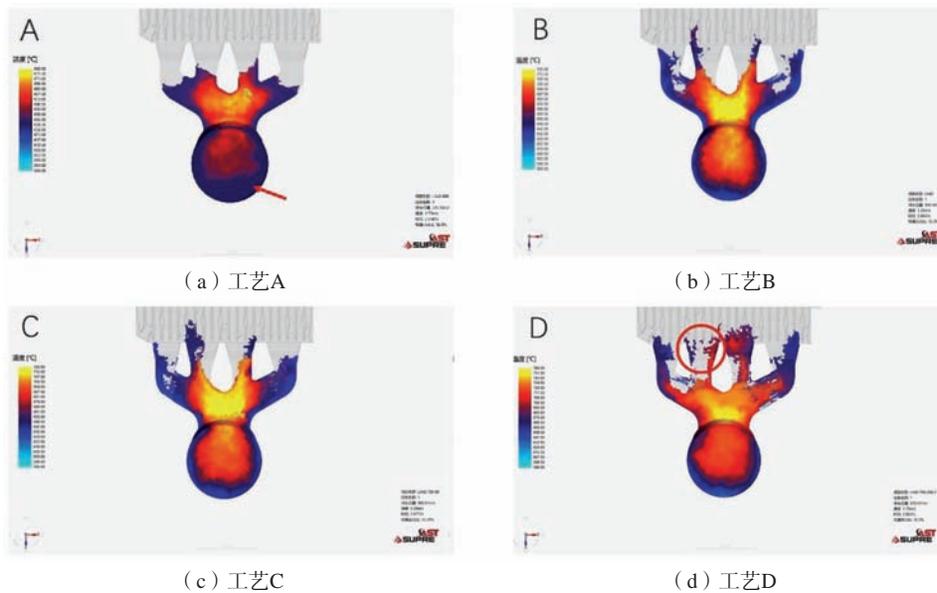


图3 不同压铸工艺参数下的LA42合金在同一慢压射充型时刻(2.88 s)数值模拟结果

Fig. 3 Numerical simulation results of LA42 alloy at the same mold filling moment (2.88 s) during slow injection under different HPDC process parameters

760 ℃, 熔体产生过热, 慢压射阶段就出现飞溅(如图3D红色框)。因此, 浇注温度选择应控制在720 ℃。

如图4所示为不同压铸工艺参数下卷气压力分布数值模拟结果, 从图中可看出, 工艺B相比工艺A的卷气压力并未出现显著改善, 并分布在相同区域(如图4B红色框), 这是因为该位置处于两股熔体交汇的区域, 且是铸件壁最薄的部位。熔体在此交汇且界面前沿无法排气时, 该区域就容易造成卷气, 产生气孔。图5液流追踪结果也验证了上述结论, 在黑色方框内容易出现液流交汇和卷气。因此, 在工艺B的基础上需要

进一步提升增压压力至90 MPa(工艺C), 发现卷气压力有所降低, 而进一步提升浇注温度(工艺D), 卷气压力进一步增大, 这是因为温度过高, 容易与氢反应产生气泡卷入至熔体中。根据以上结果, 浇注温度在720 ℃, 增压压力90 MPa的工艺C是最优选择。

如图6所示为不同压铸工艺下缩松缩孔的数值模拟结果, 由图可见, 从工艺A至工艺B, 提高浇注温度, 缩孔缩松倾向性显著降低, 再从工艺B改进至工艺C, 提高增压压力, 缩孔缩松倾向性进一步降低。而工艺C到工艺D, 浇注温度进一步提高至760 ℃, 熔体发生过

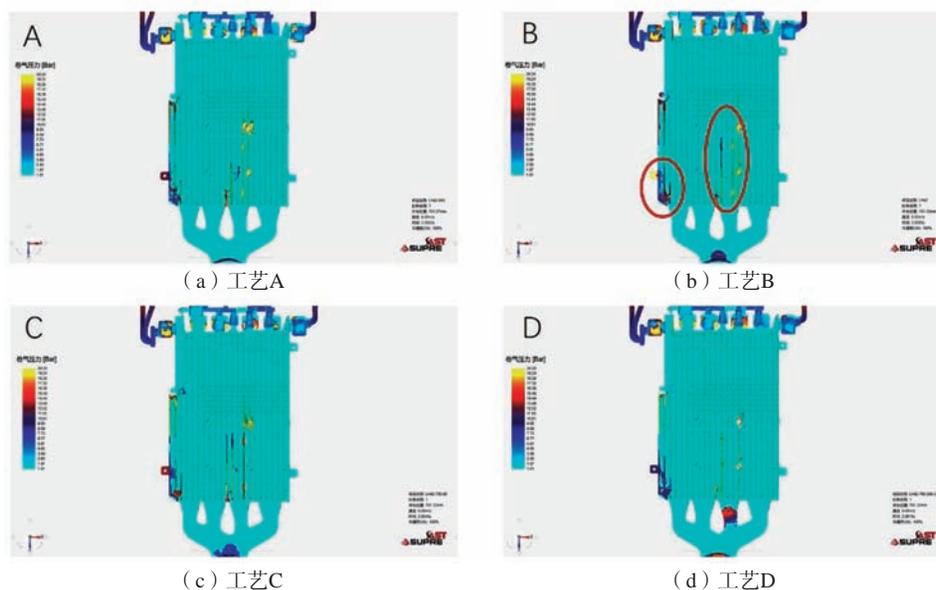


图4 不同压铸工艺下的卷气压力数值模拟结果

Fig. 4 Numerical simulation results of air entrapment pressure under different HPDC processes

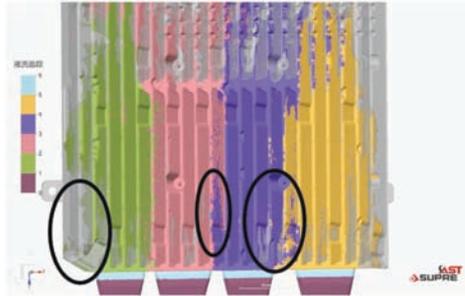


图5 工艺B的液流追踪数值模拟结果
Fig. 5 Numerical simulation results of liquid tracking for process B

热，不同温度凝固到相同体积时，凝固收缩越大，越容易产生缩孔缩松，所以到工艺D，缩孔缩松倾向性反而又提高了。缩松缩孔的数值模拟结果验证了工艺C的合理性。

2.2 压铸件表面质量对比与 XCT 缺陷分析

采用工艺C试制滤波器散热壳体，LA42合金与AZ91D合金压铸样件如图7所示，对比发现，AZ91D合金样件表面质量优良，近内浇道和远内浇道的薄壁散热齿均充填良好。LA42合金样件充填基本完整，但表

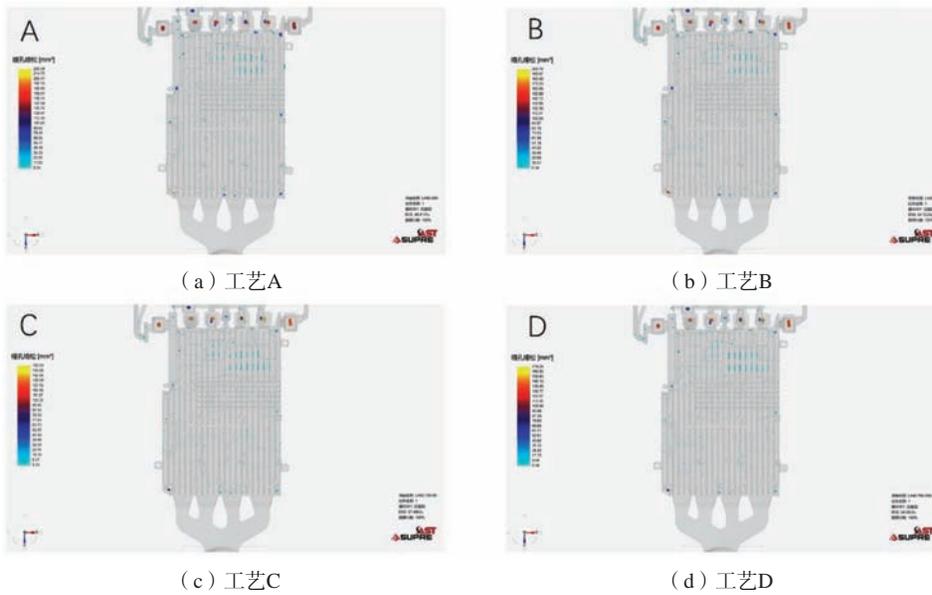


图6 不同压铸工艺下的缩松缩孔数值模拟结果
Fig. 6 Numerical simulation results of shrinkageporosities and cavities under different HPDC processes

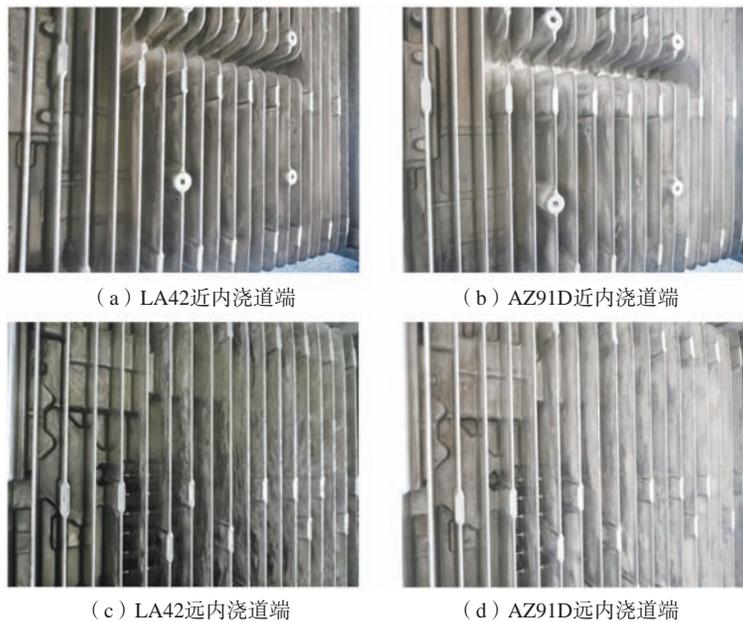


图7 LA42与AZ91D合金滤波器壳体铸件表面质量照片
Fig. 7 The surface quality images of the LA42 and AZ91D alloy filter shell castings

面可见流痕，局部存在未充满的冷隔缺陷，这归因于LA42合金粘度高，导致其容易粘连模具。

通过XCT进一步探究铸件内部质量，结果如图8所示。XCT扫描分辨率136 μm ，在该分辨率下，LA42合金铸件孔隙率为0.03%，AZ91D合金铸件孔隙率为0.02%，二者基本持平，孔洞出现位置基本与工艺C的数值模拟结果一致。两种合金的压铸件孔洞缺陷均易分布在液流交汇处（图8中红色框）和远内浇道端壁厚区域（图8中蓝色框）。LA42合金铸件内部除了存在少量孔洞缺陷外，并未发现明显的热裂纹。这是因为即使LA42合金流动性比AZ91D差，但是其凝固区间窄，

共晶反应温度高^[16]，较高温度下就可以对最终凝固区域进行补缩，所以热裂倾向性较低。说明除了LA42压铸件表面有粘模现象外，在该工艺下，压铸件内部未出现大量尺寸大于100 μm 的孔洞，LA42合金适合大型复杂薄壁件的充填。可进一步采用高真空压铸减少内部气孔，修改模具油路以增大散热齿模具表面温度，从而改善铸件质量。

2.3 过滤器壳体显微组织、热导率与力学性能分析

图9a和图9b分别为LA42合金壳体背部靠近模具表面和型腔中心的金相组织。图9c和图9d分别为LA42合

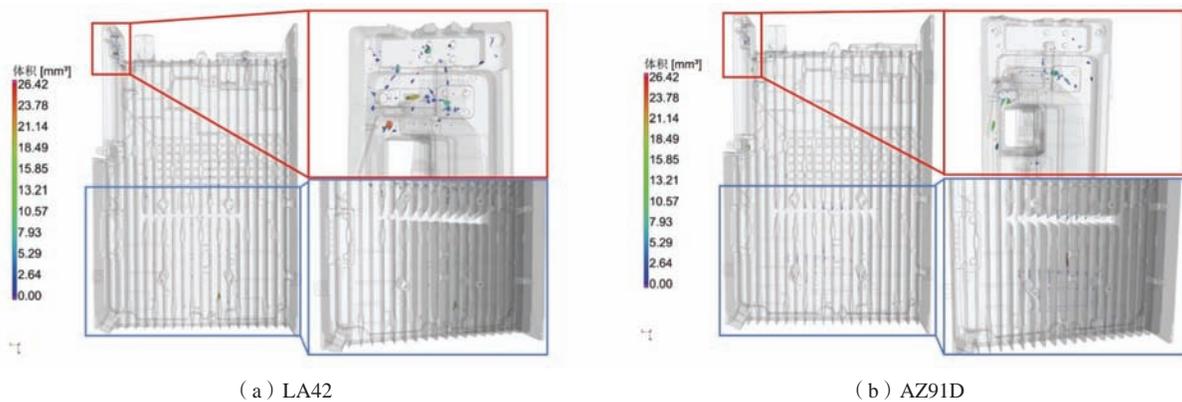


图8 通过XCT得到的LA42与AZ91D镁合金过滤器壳体铸件的三维缺陷分布结果

Fig. 8 3D defect distribution results obtained by XCT for the LA42 and AZ91D magnesium alloy filter shell castings

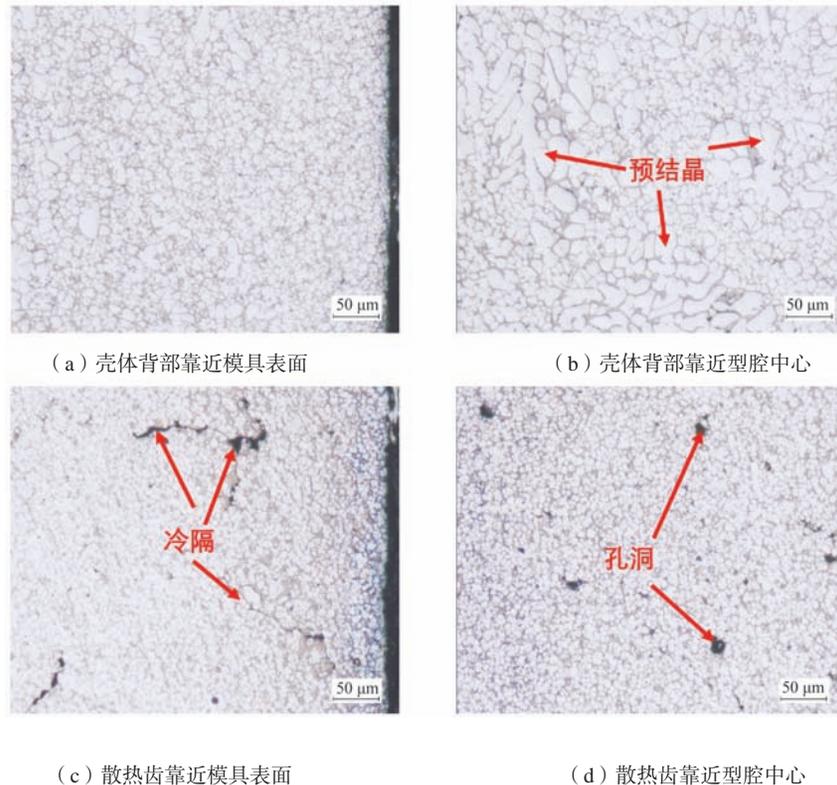


图9 LA42合金过滤器壳体金相组织

Fig. 9 OM images of LA42 alloy filter shell

金壳体散热齿靠近模具表面和型腔中心的金相组织。由图可见，与图9c和图9d对比，图9a和图9b显示的晶粒更粗大，且含有大量预结晶组织。壳体背部在靠近模具表面处没有明显缺陷（图9a），而散热齿靠近模具表面处含有少许冷隔裂纹（图9c），这说明散热齿冷速相比壳体背面更快，形核率高，晶粒细小，多

股金属液在散热齿来不及融合到一起就已经凝固。散热齿靠近型腔中心处还伴随着大量细小孔洞缺陷（图9d），而壳体背部靠近型腔中心处几乎观察不到孔洞缺陷（图9b）。如图10所示为采用工艺C得到的LA42过滤器壳体凝固温度场数值模拟结果，验证了上述观点。

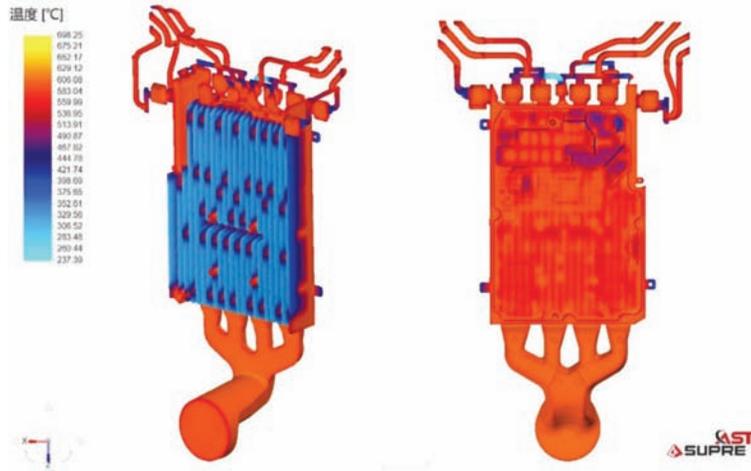


图10 LA42合金过滤器壳体凝固温度场数值模拟结果

Fig. 10 Numerical simulation results of solidification temperature field of LA42 alloy filter shell

表3为LA42过滤器壳体各个区域的热导率和力学性能，图11为对应的拉伸曲线。对比发现，散热齿区域热导率低于壳体背部热导率。图12和表4为散热齿区域和壳体背部区域的背散射照片以及固溶原子浓度对

比。散热齿区域固溶原子浓度高于壳体背部的固溶原子浓度，这归因于散热齿区域冷却速率更快，固溶原子来不及扩散而固溶在基体内，固溶原子扰乱了Mg晶格的周期性排列，是影响热导率的主要因素^[17-19]。与此

表3 LA42合金过滤器壳体不同部位热导率和力学性能
Table 3 Thermal conductivities and mechanical properties of different locations of LA42 alloy filter shell

合金	位置	热导率/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹)	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
LA42	壳体背部	112.3±2.4	138.4±4.7	223.0±6.3	3.8±0.8
	散热齿	107.7±3.0	170.1±4.5	184.1±8.1	1.1±0.2

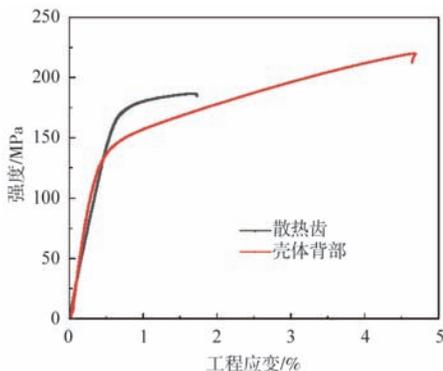


图11 过滤器壳体不同部位LA42合金试样拉伸曲线

Fig. 11 Engineering stress-strain curves of LA42 alloyspecimens in different locations of filter shell

同时，散热齿区域高固溶度和更细小的晶粒尺寸，贡献了更高的固溶强化和晶界强化效果，因此屈服强度也显著高于壳体背部区域。然而散热齿区域伸长率和抗拉强度显著低于壳体背部，这归因于散热齿区域的

表4 过滤器壳体不同区域固溶原子浓度
Table 4 Concentration of solute atoms in different regions of the filter shell

位置	固溶原子浓度 La/Al/Mn/at.%
壳体背部靠近模具表面	0.08/1.14/0.12
壳体背部靠近型腔中心	0.08/1.02/0.09
散热齿靠近模具表面	0.15/1.67/0.15
散热齿靠近型腔中心	0.12/1.49/0.13

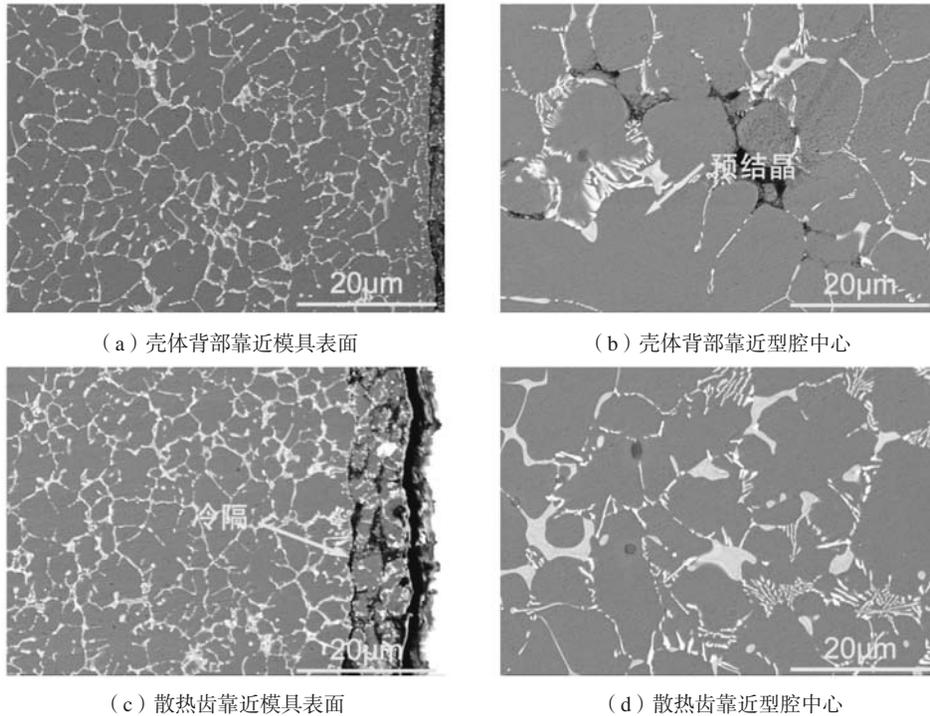


图12 LA42合金滤波器壳体不同部位背散射照片

Fig. 12 BSE images of different locations of LA42 alloy filter shell

冷隔和孔洞缺陷，也与图9c和图9d组织照片对应。这也侧面反应，相比预结晶组织，冷隔和孔洞缺陷对伸长率的影响更为突出^[20]。

3 结论

(1) 数值模拟结果显示LA42合金滤波器壳体的最优压铸工艺是浇注温度720℃，模具温度250℃，增压压力90 MPa，采用该工艺能顺利成形滤波器壳体铸

件。

(2) LA42合金滤波器壳体背部和散热齿区域组织和性能相差较大。散热齿区域由于高冷却速率，晶粒细小，且含有大量固溶原子，因此热导率低[107.7 W/(m·K)]，屈服强度高(170.1 MPa)，但是也伴随着冷隔和孔洞缺陷而显著降低伸长率。相反，壳体背部热导率高[112.3 W/(m·K)]，屈服强度低(138.4 MPa)。

参考文献:

- [1] 宋东福, 戚文军, 王海艳, 等. LED用镁合金散热器压铸工艺的研究[J]. 铸造, 2015, 64(5): 403-408.
- [2] 于彦东, 蒋海燕, 曾小勤, 等. AZ91D镁合金壳形件真空压铸充型和凝固过程的数值模拟[J]. 铸造, 2005, 54(10): 984-988.
- [3] 戚文军, 宋东福, 蔡畅, 等. 镁合金散热器真空压铸的抽真空技术研究[J]. 铸造, 2014, 63(4): 328-331.
- [4] RONG J, XIAO W, FU Y, et al. A high performance Mg-Al-Ca alloy processed by high pressure die casting: Microstructure, mechanical properties and thermal conductivity[J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 849: 143500.
- [5] ZHAO X, LI Z, ZHOU W, et al. Effect of Al content on microstructure, thermal conductivity, and mechanical properties of Mg-La-Al-Mn alloys[J]. Journal of Materials Research, 2021, 36(15): 3145-3154.
- [6] 王雪杨, 李子昕, 胡波, 等. 真空压铸镁合金减震塔的组织性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(4): 467-472.
- [7] MING Y, YOU G, XU X, et al. Effect of thickness on the thermal conductivity and microstructure of die-cast AZ91D magnesium alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2019, 50(12): 5969-5976.
- [8] 罗哲民, 李烈军, 倪东惠, 等. AZ91D超薄笔记本电脑外壳压铸工艺参数优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2016, 36(10): 1057-1060.
- [9] 吴玲, 于树洪, 赵磊, 等. A380合金薄壁壳体压铸工艺研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(5): 655-657.
- [10] NIU Z, LIU G, LI T, et al. Effect of high pressure die casting on the castability, defects and mechanical properties of aluminium alloys in

- extra-large thin-wall castings [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 303: 117525.
- [11] 张伟, 李忠林, 张子珂, 等. 基于高性能计算的云原生超大规模压铸模拟技术 [J]. *铸造*, 2023, 72 (4): 451-454.
- [12] RUDAJEVOVÁ A, LUKÁČ P. Comparison of the thermal properties of AM20 and AS21 magnesium alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2005, 397 (1-2): 16-21.
- [13] RUDAJEVOVA A, STANEK M, LUKAC P. Determination of thermal diffusivity and thermal conductivity of Mg-Al alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 341 (1): 152-157.
- [14] LEITNER J, VOŇKA P, SEDMIDUBSKY D, et al. Application of Neumann-Kopp rule for the estimation of heat capacity of mixed oxides [J]. *Thermochimica Acta*, 2010, 497 (1-2): 7-13.
- [15] LIU Y F, JIA X J, QIAO X G, et al. Effect of La content on microstructure, thermal conductivity and mechanical properties of Mg-4Al magnesium alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 806: 71-78.
- [16] LI Z, LI D, ZHOU W, et al. Characterization on the formation of porosity and tensile properties prediction in die casting Mg alloys [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2022, 10 (7): 1857-1867.
- [17] 李子昕, 张玮宸, 李德江, 等. 真空压铸对LA42镁合金热导率和力学性能的影响 [J]. *特种铸造及有色合金*, 2023, 43 (5): 590-595.
- [18] SU C, LI D, LUO A A, et al. Effect of solute atoms and second phases on the thermal conductivity of Mg-RE alloys: A quantitative study [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 747: 431-437.
- [19] SU C, LI D, LUO A A, et al. Quantitative study of microstructure-dependent thermal conductivity in Mg-4Ce-xAl-0.5Mn alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50A (4): 1970-1984.
- [20] LI X, XIONG S M, GUO Z. Correlation between porosity and fracture mechanism in high pressure die casting of AM60B alloy [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2016, 32 (1): 54-61.

HPDC Process, Microstructure and Property Study of High Thermal Conductivity Magnesium Alloy Filter Shell

ZHOU Li-ping¹, LI Zi-xin¹, ZHANG Wei-chen¹, LIN Zhan-hong², JIN Chen², ZHAO Shou², ZENG Xiao-qin¹, LI De-jiang¹

(1. National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China; 2. Qinghai Salt Lake Tri-Magnesium Co., Ltd., Xining 811600, Qinghai, China)

Abstract:

Using the methods of OM, XCT, numerical simulation and so on, and comparing with conventional AZ91D High-pressure die casting (HPDC) process, an optimized HPDC process suitable for Mg-4La-2Al-0.3Mn (LA42) alloy filter shell was investigated. It was found that the optimized HPDC process for the filter shell showing a pouring temperature of 720 °C, die temperature of 250 °C and pressurization pressure of 90 MPa. The microstructures and properties of the filter shells prepared under this process appear significant differences between the back and heat radiation teeth. The back of the shell shows a slow cooling rate and a large grain size, accompanied by numerous externally solidified crystals (ESCs). Whereas the heat radiation teeth show a high cooling rate, fine grain size, accompanied by cold shuts and pore defects. The thermal conductivity of the heat radiation teeth (107.7 W/(m·K)) is lower than that of the shell back (112.3 W/(m·K)). The yield strength of the heat radiation teeth is 170.1 MPa, which is much higher than that of the shell back (138.4 MPa). However, because obvious cold shuts and pore defects containing in the heat radiation tooth region, it significantly affects the elongation.

Key words:

magnesium alloy; thermal conductivity; mechanical properties; die casting