

铝合金 9AT 变速器壳体的真空压铸工艺与组织性能研究

马智力¹, 方晓刚¹, 方建儒², 李博², 沈星辰¹, 陈翌庆¹

(1. 合肥工业大学材料科学与工程学院, 安徽合肥 230009; 2. 合肥亚明汽车部件有限公司, 安徽合肥 231121)

摘要: 以ADC12铝合金9AT变速器壳体为研究对象, 设计了单通道内浇口与多个侧浇口结合的浇注系统。通过数值模拟软件模拟了壳体在不同浇注温度、压射速度、模具预热温度和压射比压等工艺参数下的真空压铸充型与凝固过程。在此基础上, 通过正交试验分析, 确定了最佳的压铸工艺参数。针对壳体底部厚大、多孔的热节部位, 设置了3D打印的冷铁, 以减少该处的缩松、缩孔缺陷。对试制铸件易产生缺陷区域的微观组织进行观察分析, 结果显示: 各部分的 α -Al晶粒尺寸与第二相分布都较为均匀, 富铁相以细小块状形式存在而非针状。通过力学性能测试得到的各项参数均高于标准值, 进一步验证了该压铸工艺的可靠性。

关键词: 变速器壳体; 真空压铸; 数值模拟; 微观组织; 正交试验; ADC12铝合金

汽车变速器壳体是汽车传动系统中的关键部件之一, 其性能直接关系到汽车的整体性能表现。2011年, 德国知名变速器制造商ZF正式对外发布了汽车历史上第一款9AT自动变速器, 相较6AT变速器降低10%~16%的燃油消耗^[1]。随着档位的增加, 变速器运行过程中传递扭矩增大, 导致壳体设计面临更大挑战。在实际应用中, 壳体最大壁厚差可达到36.5 mm, 尤其是底部壁厚较大的多孔区域, 形状复杂且作为油道集成区域, 需确保在使用时不发生泄露。因而对变速器主壳体的力学性能、尺寸精度以及密封性等提出更严格的要求^[2]。

真空压铸技术作为先进的压铸工艺, 广泛应用于生产高强度、耐压或需进行热处理的高品质压铸件。相比传统压铸工艺, 真空压铸能有效减少铝合金压铸件中的气孔等缺陷, 改善组织状态, 提高力学性能^[3-7]。对于变速器壳体压铸工艺参数的选择, 通常通过数值模拟结合试验验证的方法进行优化。Zhao Xu等人通过Flow3d软件对薄壁纵向承重梁浇注系统进行了设计优化, 结合生产验证得到了组织性能优异的部件^[8]。Jufu Jiang通过ProCAST软件模拟了大壁厚差、形状复杂的ZL104铝合金飞轮壳的挤压铸造过程, 发现零件的几何结构显著影响凝固过程, 尤其是深凹腔区域不利于快速凝固^[9]。Guofa Mi等人利用Z-CAST软件对某缸体的充型和凝固过程进行了数值模拟, 并通过在模具适当位置插入铜坯改善了凝固顺序, 有效消除了缩孔等缺陷^[10]。在凝固组织方面, Shuancheng Meng的研究发现, Al-Si合金飞轮壳厚壁部位的组织细化与过冷度增加密切相关^[11]。Shouxun Ji研究了不同Mn含量下, 铁对Al-Si压铸合金组织和力学性能的影响, 结果表明, 随着Fe含量的增加, 微观组织中形成长针状 β -AlFe相, 而Mn的加入抑制了该相的形成, 从而提升了Al-Si合金的力学性能^[12]。

通过上述研究可见, 不同合金、不同铸件结构的真空压铸凝固特性不同, 因此需要针对性地对压铸工艺设计和优化开展研究。本研究以9AT铝合金变速器壳体为对象, 结合软件(Flow3D-Cast)对变速器壳体的充型与凝固过程进行了模拟和生产试验, 确定了最佳压铸工艺参数并优化了模具结构, 观察并测试了变速器壳体的微观组织与力学性能, 为生产高品质铸件提供了帮助。

作者简介:

马智力(1999-), 男, 硕士, 主要研究方向为铝合金铸造工艺设计优化。E-mail: mazhilimzl@163.com

通信作者:

陈翌庆, 男, 教授, 博士生导师。电话: 0551-62904636, E-mail: chenylq1963@126.com

中图分类号: TG146.21;
TG249.9

文献标识码: A
文章编号: 1001-4977(2025)
09-1223-12

基金项目:

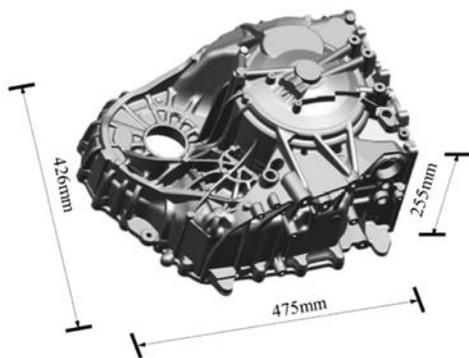
安徽省重点研究与开发计划项目(202304a05020028)。

收稿日期:

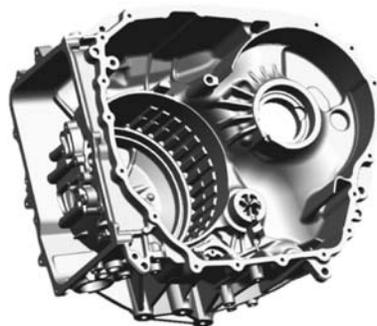
2024-11-11 收到初稿,
2025-01-08 收到修订稿。

1 工艺设计与试验

变速器壳体的外部结构尺寸及内腔结构如图1所示,壳体质量约为12.5 kg,最小壁厚3.5 mm,最大壁厚40 mm,外部尺寸为475 mm×426 mm×255 mm。



(a) 主壳体外部结构及尺寸



(b) 主壳体内腔结构

图1 变速器壳体三维图

Fig. 1 3D diagram of transmission housing

将三维模型导入软件进行网格划分。因为零件在内浇口与溢流槽接口处较薄,在进行网格划分时需要局部加密网格,综合考虑计算精度和计算时间,共划分网格16 786 435个。模具材质为H13钢,变速器壳体的材料为ADC12合金,其具有良好的铸造性能、力学性能以及热稳定性,适用于复杂形状和薄壁产品的生产,化学成分见表1。

结合产品工艺特性,根据浇注系统设计原则,选择该铸件的最大轮廓面为铸件分型面,这样铸件容易

与国内同类主壳体相比,该产品具有结构复杂、壁厚差异大、热节分布多和尺寸精度高等技术难点,极易产生气孔、缩孔和变形等缺陷,因此压铸成形难度极大,质量标准要求极高。

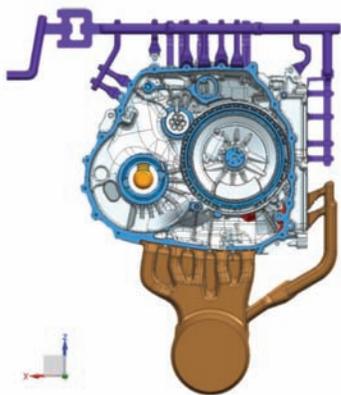
脱模,保证在充型过程中金属液流程短,尽量减少卷气、汇流与曲折现象。内浇口的位置选择在铸件较厚的区域并辅以多个侧浇口,有利于有金属液补缩,减少浇注系统金属消耗量。针对金属液最后填充的部位金属液温度较低,气体、夹杂较集中的问题,可在分型面上设置溢流槽,以改善模具热平衡状态与填充、排气条件。对于存在多股合金液汇合的区域,增加溢流槽同样可以改善充填排气条件。通过设置带真空阀的阶梯式排气通道,有利于防止金属液从排气槽中喷射出来,同时起到提升型腔排气和末端积渣效果,浇、排系统的设计如图2所示。

根据压铸工艺手册^[13],初步选取工艺参数如表2所示。

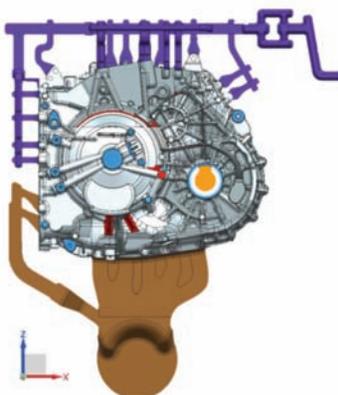
采用表2所示的参数,对铸件的充型与凝固过程进

表1 ADC12合金化学成分表
Tab. 1 Components of ADC12

							w_B /%
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Al
9.5	0.68	2.12	0.35	0.05	0.15	0.001	余量



(a) 后视图



(b) 前视图



(c) 右视图

图2 浇注系统三维图

Fig. 2 3D drawing of gating system

表2 压铸工艺参数
Tab. 2 Die casting process parameters

浇注温度/℃	模具预热温度/℃	压射速度/(m·s ⁻¹)	压射比压/MPa	型腔真空度/kPa
660	180	4.0	90	18

行模拟分析,从而确定需要改进的工艺参数,并通过正交试验进行优化,得出最佳的压铸工艺参数组合。随后对铸件采用最佳工艺参数组进行充型与凝固过程的模拟,分析是否仍有区域出现较大体积的缩松缩孔缺陷,若有,则对该区域进行进一步的优化。

由于压铸铝合金在铸造过程中容易吸气氧化,产生氧化夹渣,因此在正式压铸前必须对金属液进行精炼和除气处理。首先,将ADC12铝锭加熔化至750℃,加入打渣剂进行粗炼,用打渣耙清理液面上的铝渣。随后,将铝液转移至精炼除气机,加入除气除渣剂,通入0.4~0.6 MPa氩气进行除气和除渣,除气精炼约7 min后清理表面浮渣,之后抽真空至真空压力为0~0.07 MPa,时间为3 min。最后通过JRCQ-01型铝液测氢仪对铝液密度进行检测,密度越大表明除气精炼效果越好。当铝液密度达到或超过2.65 g/cm³时,视为精炼效果合格,可进行后续的压铸操作。

通过压铸试制,选取铸件可能出现缺陷的不同位置(浇口、凸起、底部厚大区域、孔洞、薄壁和溢流槽)进行组织性能研究。采用电火花线切割截取金相试样,金相试样经粗磨、细磨和抛光后采用Keller试剂(2.5 mL HNO₃+1.5 mL HCL+1 mL HF+95 mL H₂O)

腐蚀10~20 s,通过光学显微镜、JAX-8230电子探针显微分析仪进行微观组织分析。对铸件形状较为均匀的浇口、溢流槽以及底部厚大区域三个位置通过电火花线切割制取拉伸试样,每个区域各取三个试样,采用AGX-V100KN力学试验机测试试样的拉伸力学性能,拉伸速率为1 mm/min,合格试样力学性能需满足抗拉强度 $R_m \geq 240$ MPa,屈服强度 $R_{p0.2} \geq 140$ MPa,伸长率 $A \geq 1\%$,拉伸试样规格见图3,通过检测其力学性能,验证优化后压铸工艺参数的正确性。

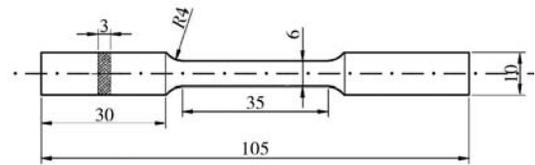


图3 拉伸试样规格

Fig. 3 Specification of tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 初选工艺的充型与凝固过程

图4为真空压铸铝合金壳体的充型过程。首先,在

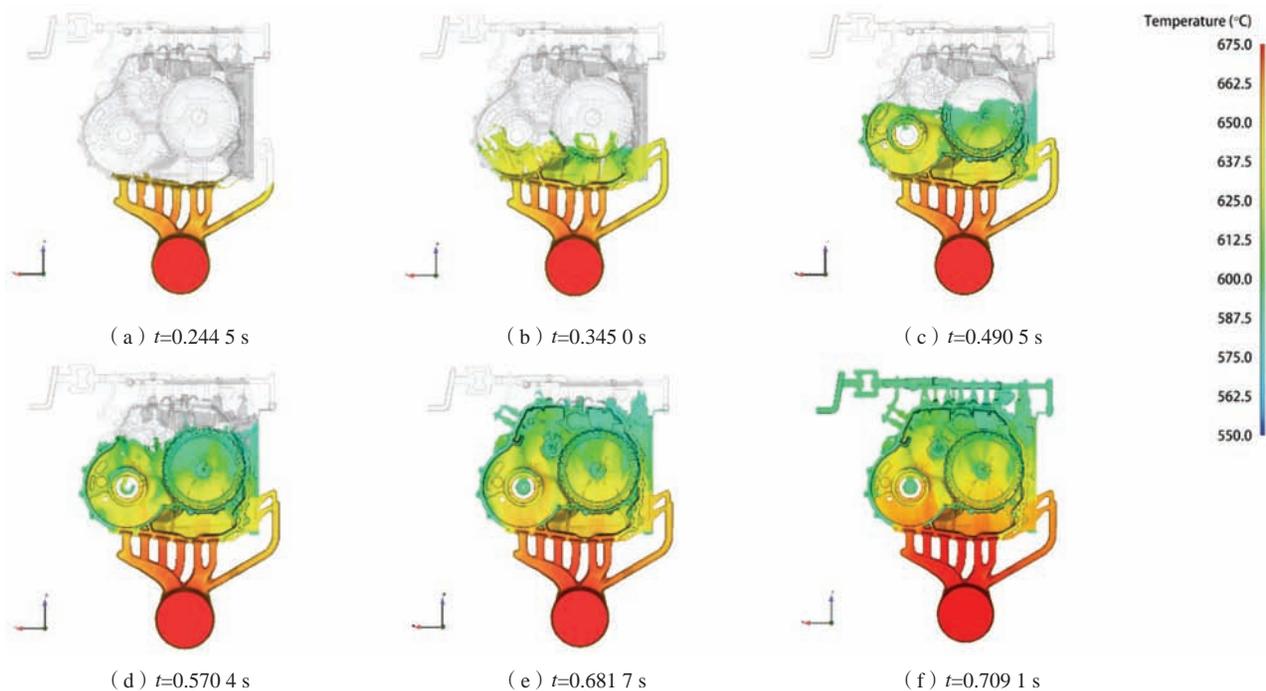


图4 真空压铸铝合金壳体的充型过程

Fig. 4 The filling process of the vacuum die-cast aluminum alloy housing

$t=0.2245$ s时, 熔融的ADC12铝合金通过内浇口进入型腔, 金属液从不同浇口向前填充的距离大致相同, 如图4(a)所示。当铝液继续流动时, 型腔中部的熔液形成了封闭区域, 出现夹带空气现象, 这是由于该部位存在一个接近 90° 充型方向的变化, 金属液充型时产生一定阻力阻碍了部分金属液的流动, 从而导致不同流速铝液在汇合时出现了夹带空气的现象, 如图4(b)所示。从 $t=0.4905$ s到 $t=0.6817$ s, 如图4(c)到图4(e)所示, 金属液流动较为平稳, 铸件顺利完成充型, 随后溢流槽与排气槽开始充型。在 $t=0.7091$ s时, 充型全部完成, 如图4(f)所示。金属液在充型过程中整体较为平稳, 但存在着一定的卷气现象, 表明浇注系统设计合理, 但压铸工艺参数需要一定的调整优化。

图5为真空压铸铝合金壳体的凝固过程。铸件的凝固趋势沿重力方向形成一定温度梯度, 整体自排气管道而下向浇口部位凝固, 基本符合顺序凝固的过程。在铸件凝固时间 $t=6.034$ s时, 如图5(d)所示, 铸件左上部存在着凸起(A), 该形状更易受较低的模具温度的影响较早开始冷却凝固, 影响铸件整体凝固顺序, 还可能会导致铸件其余部位在凝固时缺少金属液的补缩而出现缩松缩孔等缺陷。此外壳体底部的厚大区域(B)由于较大的壁厚, 导致该区域冷却速度较慢, 温度较高, 此时周围合金已经开始凝固, 这会导致该处的凝固收缩无法得到金属液补缩, 形成了孤立液相区, 产生热应力, 出现缩松缩孔等缺陷, 影响该区域的微观组织结构和力学性能。

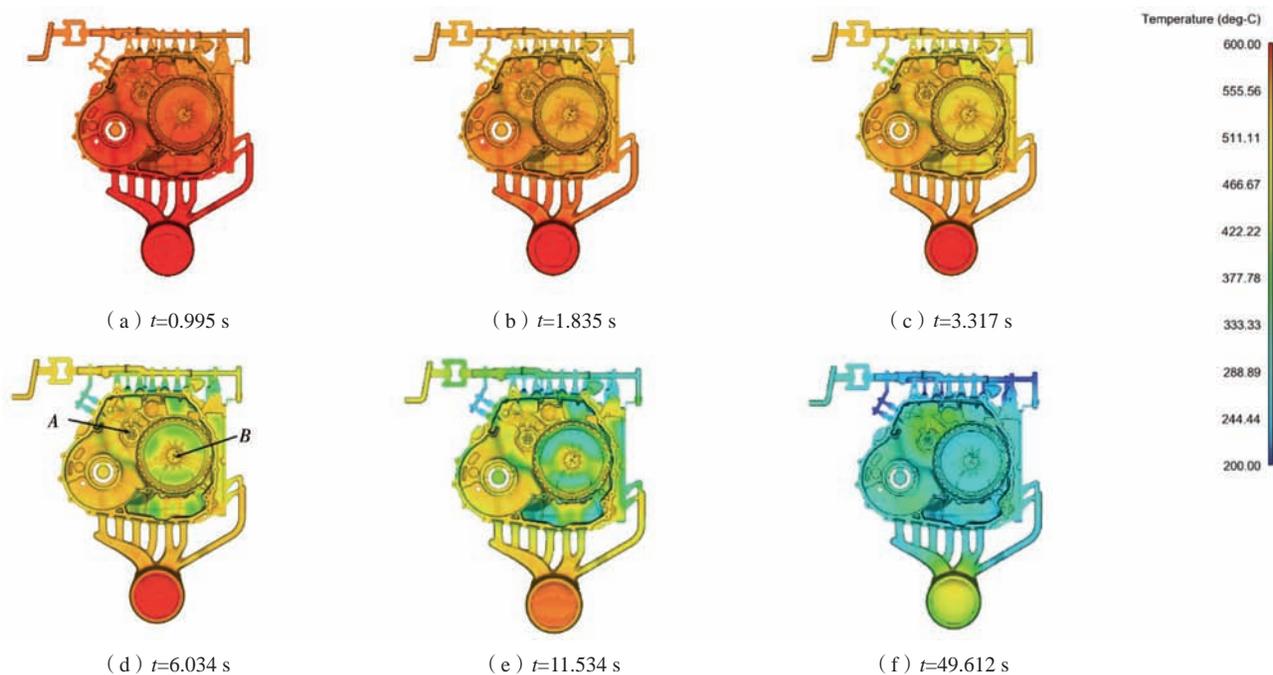


图5 真空压铸铝合金壳体的凝固过程

Fig. 5 The solidification process of the vacuum die-cast aluminum alloy housing

2.2 缺陷分析

图6为缺陷分析。如图6(a)、(b)所示, 在充型过程中, 溢流槽A与C、凸起B以及孔洞C极易出现氧化夹杂缺陷, 且存在一定的卷气风险。图6(c)显示了充型时不同浇口料液的流向, 图6(d)为缩松和缩孔缺陷预测。综合图6所示的各项缺陷分析可以发现, 易产生缺陷风险的位置多为不同股的料液交汇处, 因此压射比压以及压射速度将会是影响最终成品质量的重要因素。

2.3 正交试验

基于章节2.1与章节2.2的分析, 并结合实际生产经验, 选取四个对铸件质量有重要影响的压铸工艺参数进行正交试验, 分别为: 压射速度(A)、模具预热温度(B)、合金液浇注温度(C)以及压射比压(D), 建立正交试验因素水平表及试验方案, 如表3所示。

本试验方案需要进行16组正交试验, 基于试验方案中提供的数据, 对壳体的充型与凝固过程进行模拟。并对以上16组数据的铸件缩松、缩孔等缺陷体积

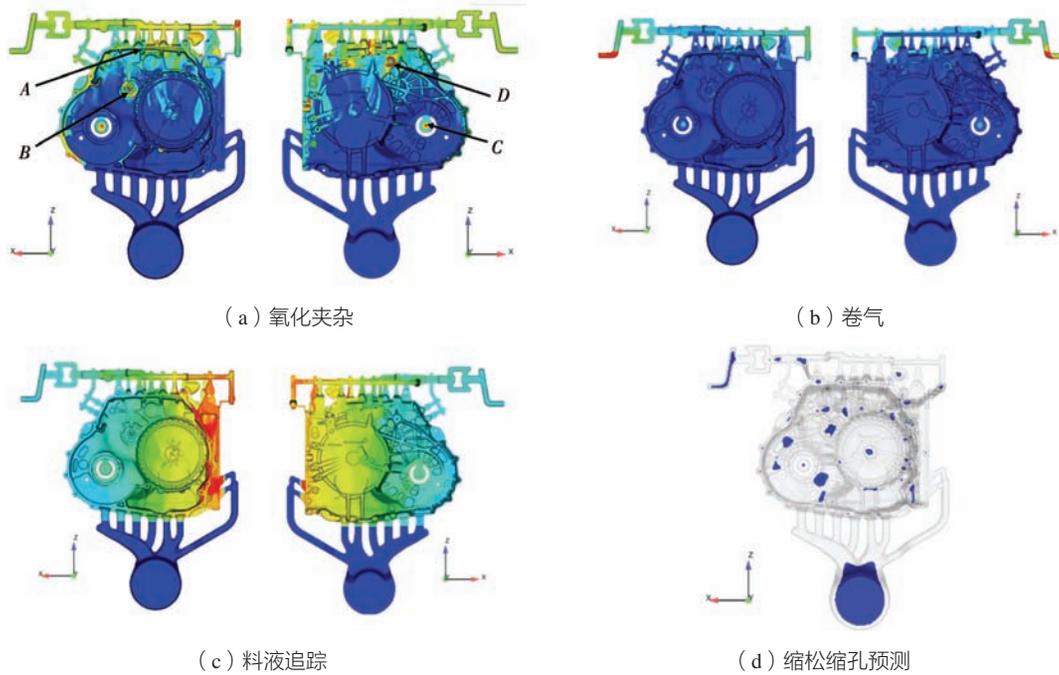


图6 缺陷分析
Fig. 6 Defect analysis

表3 正交试验因素水平表
Tab. 3 Orthogonal experimental factor level table

水平\因素	A压射速度/($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	B预热温度/ $^{\circ}\text{C}$	C浇注温度/ $^{\circ}\text{C}$	D压射比压/ MPa
1	2.5	180	660	70
2	3.0	190	675	75
3	3.5	200	690	80
4	4.0	210	705	85

大小进行统计对比，最后得到正交试验数据如表4所示。

采用极差分析法分析正交试验的结果表明，模具预热温度影响最小，浇注温度影响最大，压射速度与压射比压的极差在其二者之间。因此，分析得出最优的工艺参数方案为A3B4C2D4，即浇注温度 675°C 、压射速度 3.5 m/s 、模具预热温度 210°C 和压射比压 85 MPa 。根据计算，优化后铸件缺陷体积为 $17.139\ 2\text{ cm}^3$ ，比表4正交试验中的任何一组数据的缺陷体积都要少，因此可以判断，优化工艺参数可以有效地减少铸件的缺陷体积。

2.4 特殊部位结构优化

根据图5中铸件的凝固过程以及图7凝固过程中的固相分数分析，发现铸件底部厚大区域在凝固过程中的温度明显高于铸件其他部位，其凝固过程也落后于整体。这是因为该部位壁厚较大且存在较多孔洞，结构较为复杂，形成了热节区域，冷却速度较慢。若

凝固过慢，导致没有及时得到周围金属液的补缩，则会形成孤立的液相区，缩松缩孔等缺陷极易出现。因此，如图8所示，若根据铸件形状在此处设置冷铁，可以降低该区域整体温度，加快金属液的冷却，达到同时凝固的效果，使铸件整体凝固时的温度趋于平衡。

冷铁选择H13模具钢为材料，通过3D打印制成，并在其中设计冷却管道通入常温水散热，将冷铁与浇注系统组合后，采用优化后得到的工艺参数对变速器壳体的充型与凝固过程进行模拟。在底部厚大区域处选取横截面W进行分析，以方便对优化前后的结果进行更加明显的对比，横截面W选取位置如图7。

通过对比该截面在相同时刻的温度变化、固相分数以及缺陷大小（表5），可以发现，在相同时间下，优化后铸件厚大区域的固相分数较优化前有所增加，凝固时的温度相对降低，最终影响到缩松和缩孔等缺陷体积也相对减小。为验证优化后压铸工艺的合理性，通过试样试制，使用金相显微镜观察该区域的金相组织，如图9所示，发现该区域金相组织为等轴晶，

表4 正交试验结果汇总表
Tab. 4 Summary of orthogonal experiment results

组别	A 压射速度/($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$)	B 预热温度/ $^{\circ}\text{C}$	C 浇注温度/ $^{\circ}\text{C}$	D 压射比压/MPa	缺陷体积/ cm^3
1	2.5	180	660	70	20.315
2	2.5	190	675	75	20.541
3	2.5	200	690	80	19.829
4	2.5	210	705	85	20.752
5	3.0	180	675	85	18.66
6	3.0	190	660	80	19.164
7	3.0	200	705	75	21.219
8	3.0	210	690	70	20.643
9	3.5	180	690	75	19.104
10	3.5	190	705	70	21.571
11	3.5	200	660	85	18.944
12	3.5	210	675	80	18.235
13	4.0	180	705	80	21.001
14	4.0	190	690	85	19.375
15	4.0	200	675	70	20.030
16	4.0	210	660	75	19.174
K1	20.359	19.770	19.399	20.640	\
K2	19.921	20.163	19.366	20.009	\
K3	19.464	20.005	19.738	19.557	\
K4	19.895	19.701	21.136	19.433	\
极差	0.895 5	0.462 0	1.7691	1.2071	
影响顺序			C > D > A > B		
优水平	A3	B4	C2	D4	
最优组合			A3B4C2D4		

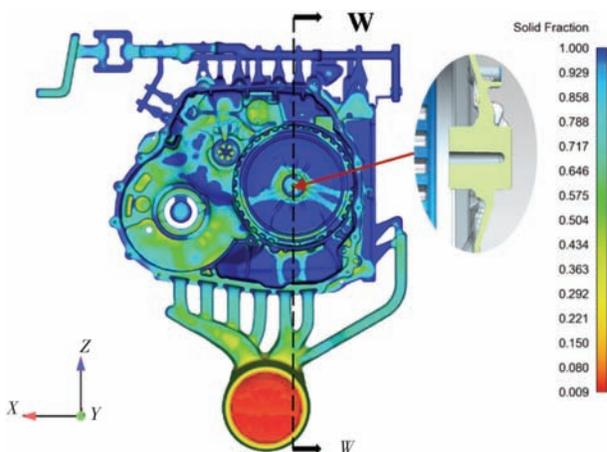


图7 凝固时间 $t=9.8807\text{ s}$ 固相分数图, 横截面W选取位置示意图
Fig. 7 The solid fraction diagram at the solidification time $t=9.8807\text{ s}$, schematic diagram of the selected position of the cross-section W

各相分布整体均匀, 无缩松和孔洞等缺陷, 说明该冷却镶块起到了减小底部厚大区域缺陷的作用。

2.5 铸件组织性能分析

在铝合金壳体的铸造过程中, 不同结构处由于壁厚不同, 凝固顺序与冷却过程也存在着差异, 因此选取并观察了铸件出现缺陷风险较高、冷却时间不同的六个特征位置 (a 溢流槽、 b 孔洞、 c 薄壁、 d 浇口、 e 厚大区域和 f 凸起), 如图10所示。壳体组织主要以 α -Al与共晶Si为主, 各区域都是等轴晶, 其中共晶Si分布在 α -Al周围。初生 α -Al相在图中表现为两种形式, 分别为凝固过程中冷却速率较低所形成较大的 α -Al₁, 与冷却速率较高所形成的较小的 α -Al₂^[14-15]。根据晶粒尺寸分布图可以看到, 溢流槽处, 如图10(a)所示, 平均晶粒尺寸最大, 且存在着较多尺寸较大的 α -Al₁相。底部厚大区域, 如图10(e)所示, 平均晶粒尺寸最小, 为较小的 α -Al₂相。其余孔洞、薄壁、浇口以及凸起区域晶粒尺寸相差不大, 且多为尺寸较小的 α -Al₂相。

金属液在到达铸件靠近的溢流槽区域时, 温度有所下降, 受最先开始凝固的排气管道、溢流槽区域所放出的大量热量的影响, 金属液凝固较缓慢, 晶粒有



图8 冷铁示意图

Fig. 8 Schematic diagram of the chill

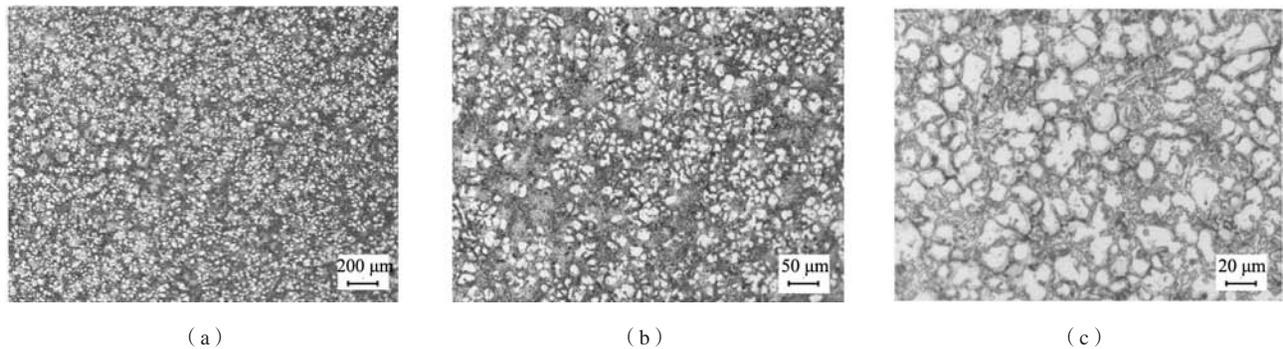
表5 安装冷铁前后结果对比
Tab. 5 Comparison of results before and after installation of chill

结果	优化前	优化后
固相分数/%		
温度/℃		
缩松、缩孔/cm ³		

足够时间长大并形成图中较大的 α -Al相，如图10 (a) 所示。而凸起处，如图10 (f) 所示，较早完成充型，结合凝固温度图 (图5) 显示，该区域冷却速率较高，较早开始凝固，且充型结束时温度接近液相线，因而过冷度较大，形核率上升，使得晶核间的相互抑制作用增强，抑制了晶粒的长大，最终形成了晶粒尺寸相对较小

的球状或颗粒状的 α -Al相。

厚大区域金相如图10 (e) 所示，本身由于壁厚较大，冷却缓慢，但合金在凝固过程会受到冷铁的影响使得冷却速率增加，从而获得更大的过冷度，因此凝固后 α -Al晶粒尺寸较小。图10 (b) 为孔洞区域金相组织图，该区域靠近冷铁，冷却速率增大，也获得了较大的



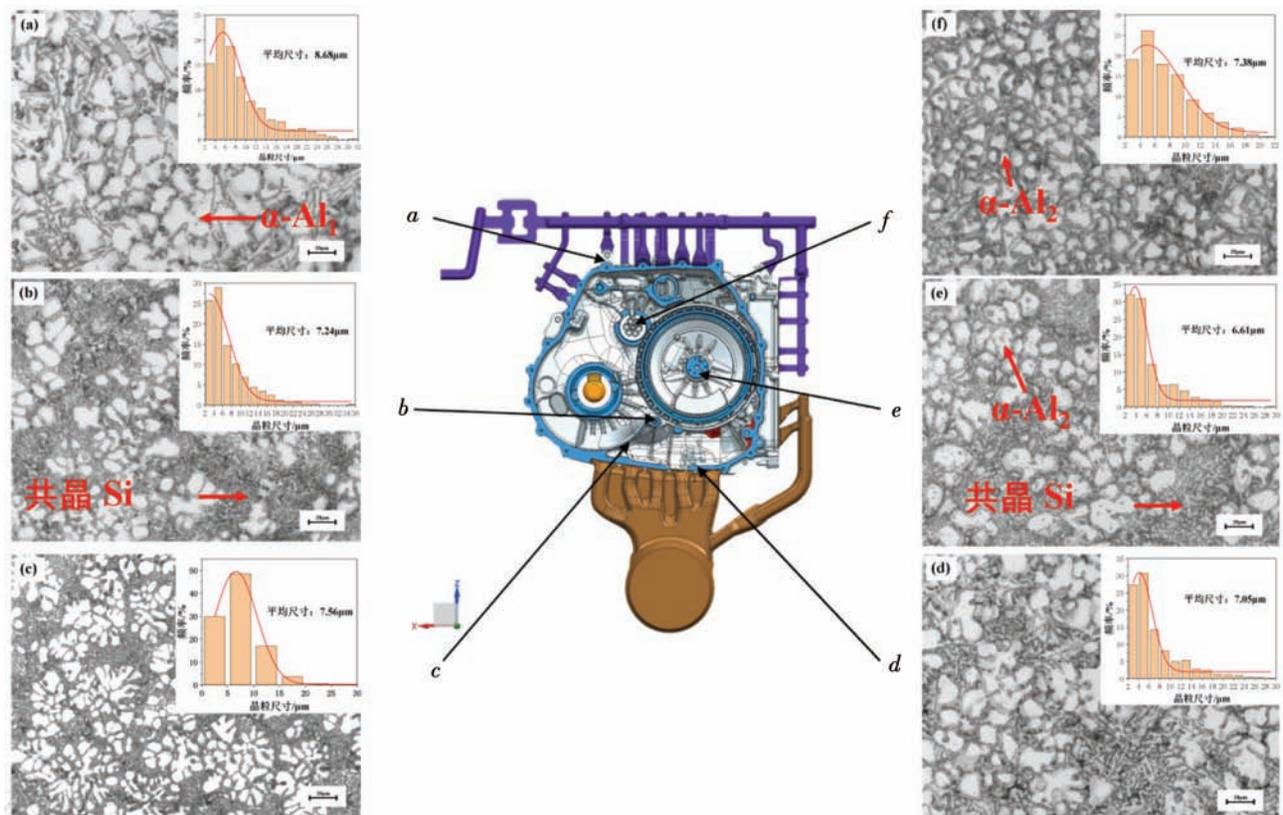
(a)

(b)

(c)

图9 厚大区域金相图

Fig. 9 Thick wall area metallographic diagram



a. 溢流槽 b. 孔洞 c. 薄壁 d. 浇口 e. 底部厚大区域 f. 凸起

图10 金相试样选取位置示意图、金相图以及各位置晶粒尺寸分布图

Fig. 10 The schematic diagram of metallographic sample selection position, metallographic and grain size distribution at each position.

过冷度，在 α -Al的形核生长的过程中，Si原子不断向液相扩散，在凝固前沿出现富集，从而生成了较多的共晶Si。

图10(c)与图10(d)分别为薄壁处与浇口处金相组织图，两处区域壁厚较薄，在充型结束后易受到较低的模具温度的影响加速冷却，过冷度相对增加，形成尺寸较小的 α -Al晶粒。

为进一步探究不同位置的显微组织结构的区别，采用扫描电子显微镜及电子探针分析了六个区域的形貌及化学成分，分别如图11所示。由于薄壁部位壁

厚较薄，因而对铸件该区域的力学性能以及组织结构有着更高的要求，故对薄壁区域试样通过电子探针面扫描分析其元素分布情况，并对其组织结构进行了观察，如图12所示。

如图11和图12所示，Si元素分布在 α -Al基体周围，Mg元素与Cu元素分布规律近似，分布在 α -Al相周围的Si基体中，而Fe、Mn和Cr则更多地富集在一起。如图12所示，Mg的含量较少（如表1所示，加入量在1.0%以下），多分布于共晶Si相与 α -Al的交界处，起到细化共晶Si、促进材料内部合金元素扩散、提高材料

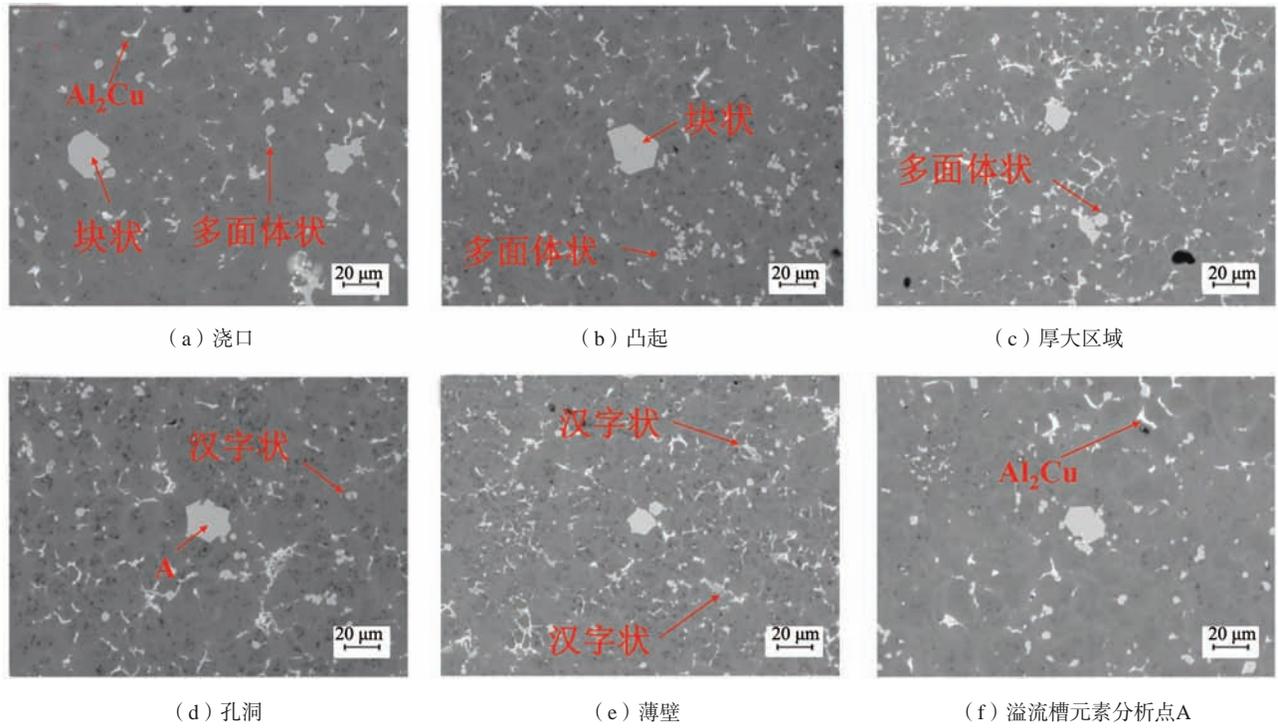


图11 不同区域SEM图像

Fig. 11 SEM images of different areas

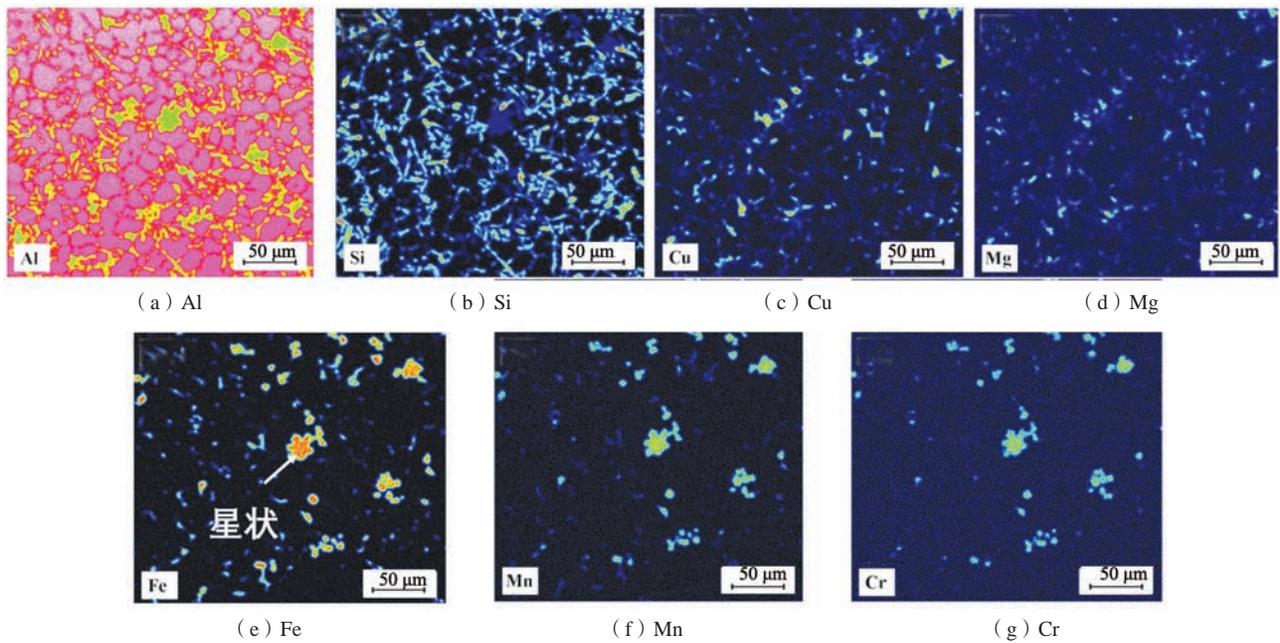


图12 EPMA面扫描结果

Fig. 12 EPMA surface scanning results

的力学性能的作用^[16]。在合金中还观察到高密度的较亮化合物(图11(a)、(f))，它们以细片的形式与 α -Al相形成共晶结构，形成 Al_2Cu 相。 Al_2Cu 相以片状和块状颗粒的形式出现，研究表明，片状 Al_2Cu 相较块状硬度更高，具有更好的强化效果^[17]。

在显微组织中还能观察到多种大小不一的相，包括块状、多面体状、汉字状以及星状，如图11以及图12(e)。根据图12元素含量分析判断，该相含有较多的Fe、Mn、Cr、Al以及Si元素，初步判断为某种 α - $Al_x(Fe, Mn, Cr)_ySi_z$ 相，这些第二相是合金中的Fe元素

达到一定含量时，而产生的富铁相。

研究发现^[18-20]，这种富铁相在铁含量大于0.6%的铸件中会被广泛发现，为 α -AlFeMnSi相。根据EPMA分析，对图11(d)中的A点进行成分分析得到结果如表6，确定其成分为 $Al_{12}(Fe, Mn, Cr)_3Si_2$ 。此外，凝固环境，特别是冷却速率的变化对该富铁相凝固过程的影响较大。随着冷却速率的增加，富铁相的大小和体积分数减小^[21-22]。而当添加了足够的Mn，即当Mn/Fe比例大于0.5，且Fe含量小于1.2%时，有利于含铁相转变为 α -Fe相，减少针状 β -Fe的形成，改善合金的延展性。Cr元素的加入，促进了块状、星状富铁相的形成。星状和块状富铁相的硬度远高于Al基体，汉字状的硬度略低于块状、星状富铁相的硬度。因此，这些块状、星状富铁相的出现有助于提高材料的硬度^[23]。综合金相图和SEM观察，铸件中未发现 β -Fe相， α -Fe相在Mn和Cr的影响下更多地转变为有利于提升铸件性能的块状和星状富铁相，其性能更好。而在性能要求较高的薄壁区域，铸件整体组织、析出相分布也更加均匀。

表6 A点EPMA分析各元素原子百分比

Tab. 6 Atomic percentage of each element analyzed by EPMA at point A at.%

Mg	Al	Mn	Si	Fe	Cu	Cr
0	72.07	5.17	10.61	11.56	0.58	1.10

铸件的力学性能测试结果如图13以及表7所示，其中1#、2#与3#数据分别为溢流槽区域、底部厚大区域以及浇口区域各取三个试样获得的平均值，根据表中数据显示，铸件整体的力学性能优异，各指标均满足并高于铸件技术要求。因而综合铸件微观组织与力学性能测试可以判断该工艺下的铸件有着均匀的微观组织与良好的力学性能。

表7 优化后铸件力学性能测试结果

Tab. 7 Test of mechanical properties of optimized castings

试样编号	$R_{p0.2}/MPa$	R_m/MPa	A/%
性能要求	140	240	1
1#	171.11 ± 5	271.99 ± 6	7.643 ± 0.3
2#	174.41 ± 4	286.30 ± 5	9.128 ± 0.3
3#	179.09 ± 7	274.54 ± 6	8.218 ± 0.2

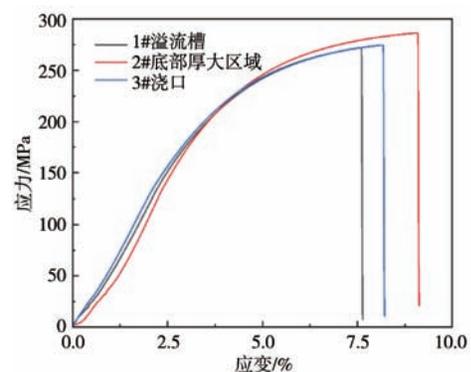


图13 铸件不同区域拉伸力学性能曲线

Fig.13 Tensile mechanical property curves of castings in different regions

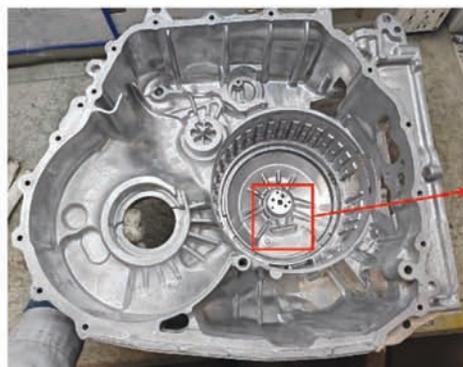
通过实际生产试制，如图14(a)和(b)所示，以及对出现缺陷风险较高的底部厚大区域进行X射线探伤检测，如图14(c)所示，可以确定得到了表面质量良好且无明显的缩松、孔洞等缺陷的变速器壳体。因而综合铸件微观组织观察、力学性能测试以及实际生产验证可以判断，在该压铸工艺参数下得到的铸件有着良好的表面质量与工艺性能。

3 结论

(1) 通过正交试验研究浇注温度、压射速度、模具预热温度与压射比压四项工艺参数对铸件缺陷的影



(a) 主视图



(b) 后视图



(c) 厚大区域X射线探伤图

图14 试制铸件图

Fig. 14 Casting drawing for trial production

响, 确定了其影响程度由大到小依次为: 浇注温度、压射比压、压射速度和模具预热温度。优化后的工艺参数为浇注温度675 °C, 压射速度3.5 m/s, 模具预热温度210 °C, 压射比压85 MPa, 基于此参数组合进行仿真模拟, 得到了整体质量较好、存在局部缺陷的铸件。

(2) 针对铸件底部厚大区域易产生缺陷的问题, 设置了3D打印的随形冷铁以加快冷却速度, 平衡铸件整体冷却进程, 使得铸件的缩松、缩孔等缺陷显著减小。通过光学显微镜观察, 铸件微观组织均匀, 无明显缩松和缩孔缺陷, 表明冷铁的设置有效减少了缺陷。

(3) 对试制铝合金铸件的浇口、凸起、厚大区

域、孔洞、薄壁和溢流槽等六个冷却速率不一致、缺陷风险较高的部位进行微观组织观察, 结果显示六个部位均未发现明显的缩松、缩孔缺陷, 微观组织均匀, 主要为细小的 α -Al相, 晶粒尺寸集中分布在5~15 μm 。 α -Al相周围均匀分布着析出的Al₂Cu以及富铁相, 富铁相 α -Fe主要呈块状和星状, 有助于提高铸件性能, 未发现有害的针状 β -Fe相。

(4) 通过对数值模拟优化后的压铸工艺参数进行生产试制, 得到了表面质量良好、微观组织均匀且力学性能良好的壳体铸件, 说明该工艺参数能满足该9AT变速器壳体的实际真空压铸要求, 确认了该工艺参数的合理性与优越性。

参考文献:

- [1] 范寅生, 李亨, 鲁超, 等. 变速器主壳体高压铸造工艺中压射高低速切换点优化 [J]. 特种铸造及有色合金, 2024, 44 (1): 130-134.
- [2] 顾方秋, 苏小平. 铝合金变速器操纵箱体低压铸造工艺设计及其优化 [J]. 铸造, 2022, 71 (12): 1542-1547.
- [3] 邵熠羽, 彭文飞, 崔杰, 等. 差速器壳体高压压铸工艺模拟及优化 [J]. 铸造, 2023, 72 (12): 1624-1630.
- [4] CAO H X, HAO M Y, SHEN C, et al. The influence of different vacuum degree on the porosity and mechanical properties of aluminum die casting [J]. Vacuum, 2017, 146: 278-281.
- [5] NIU X P, HU B H, PINWILL I, et al. Vacuum assisted high pressure die casting of aluminum alloys [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2000, 105 (1-2), 119-127.
- [6] YAN H, ZHUANG W, HU Y, et al. Numerical simulation of AZ91D alloy automobile plug in pressure die casting process [J]. Journal of Materials Processing Tech, 2007, 187: 349-353.
- [7] KIM H H, KANG C G. Numerical simulation and experimental study for rheo-forged component using direct and indirect die system [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20 (9): 1799-1804.
- [8] ZHAO X, WANG P, LI T, et al. Gating system optimization of high pressure die casting thin-wall AlSi10MnMg longitudinal load-bearing beam based on numerical simulation [J]. China Foundry, 2018, 15 (6): 436-442.
- [9] JIANG J, NING G E, HUANG M, et al. Numerical simulation of squeeze casting of aluminum alloy flywheel housing with large wall thickness difference and complex shape [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2023, 33 (5): 1345-1360.
- [10] MI G F, LIU Y L, ZHAO H T, et al. Numerical simulation and optimization of Al alloy cylinder body by low pressure die casting [J]. China Foundry, 2008, 5 (2): 99-103.
- [11] MENG S, GAO M, LIU Y, et al. Effect of local loading on microstructure and enhanced mechanical property of large complex castings prepared by Al-Si-Fe-Mn-Mg-Cu alloy during squeeze casting [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 200: 215-226.
- [12] JI S, YANG W, GAO F, et al. Effect of iron on the microstructure and mechanical property of Al-Mg-Si-Mn and Al-Mg-Si diecast alloys [J]. Materials Science & Engineering A Structural Materials Properties Microstructure & Processing, 2013, 564: 130-139.
- [13] 罗启全. 压铸工艺及设备模具实用手册 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2013.
- [14] OKAYASU M, SAHARA N, MAYAMA N. Effect of the microstructural characteristics of die-cast ADC12 alloy controlled by Na and Cu on the mechanical properties of the alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 831: 142120.
- [15] NIU Z, LIU G, LI T, et al. Effect of high pressure die casting on the castability, defects and mechanical properties of aluminum alloys in extra-large thin-wall castings [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2022, 303: 117525.
- [16] LUO W, YIN W L, LI Y H, et al. Research on microstructure and mechanical properties of die casting Mg-4Al-1Si-3RE (Ce, La) and AS41 alloys [J]. Materials Today Communications, 2022, 33: 104625.
- [17] ZHU X, DONG X, BLAKE P, et al. Improvement in as-cast strength of high pressure die-cast Al-Si-Cu-Mg alloys by synergistic effect of Q-Al₃Cu₂Mg₅Si₆ and θ -Al₂Cu phases [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 802: 140612.
- [18] CESCHINI L, BOROMEI I, MORRI A, et al. Microstructure, tensile and fatigue properties of the Al-10%Si-2%Cu alloy with different

- Fe and Mn content cast under controlled conditions [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209 (15-16) : 5669-5679.
- [19] FERRARO S, FABRIZI A, TIMELLI G. Evolution of sludge particles in secondary die-cast aluminum alloys as function of Fe, Mn and Cr contents [J]. Materials Chemistry and Physics, 2015, 153: 168-179.
- [20] GAO C, ZHANG B, LI Y, et al. Synergistic effect of Zr and Mo on precipitation and high-temperature properties of Al-Si-Cu-Mg alloys [J]. China Foundry, 2024, 21 (1) : 71-81.
- [21] SHABESTARI S G. The effect of iron and manganese on the formation of intermetallic compounds in aluminum-silicon alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 383 (2) : 289-298.
- [22] MAKHLOUF M M, APELIAN D. Casting characteristics of aluminum die casting alloys [R]. Worcester Polytechnic Institute (US) , 2002.
- [23] TIMELLI G, BONOLLO F. The influence of Cr content on the microstructure and mechanical properties of AlSi₃Cu₃ (Fe) die-casting alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 528 (1) : 273-282.

Study on Vacuum Die Casting Technology and Microstructure Properties of Aluminum Alloy 9AT Transmission Housing

MA Zhi-li¹, FANG Xiao-gang¹, FANG Jian-ru², LI Bo², SHEN Xing-chen¹, CHEN Yi-qing¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Hefei University of Technology, Hefei 230009, Anhui, China; 2. Hefei Yaming Auto Parts Co., Ltd., Hefei 231121, Anhui, China)

Abstract:

Taking ADC12 aluminum alloy 9AT transmission housing as the research object, a gating system combining single channel inner gate and multiple side gates was designed. The filling and solidification processes of the housing during vacuum die casting under different process parameters, including pouring temperature, injection speed, mold preheating temperature, and injection pressure, were simulated using numerical simulation software. On this basis, the optimal die casting process parameters were determined through orthogonal experiment. Aiming at the thick and porous area at the bottom of the housing, a 3D printed chill was set up to reduce the shrinkage porosity and shrinkage cavity defects in this region. The microstructure of the defect-prone areas in the trial-manufactured castings was observed and analyzed. The results show that the size of α -Al grain and the distribution of the second-phase in each part were relatively uniform, and the Fe-rich phase existed in the form of fine blocks rather than needle-like. The parameters obtained from the mechanical performance tests were all higher than the standard values, which further verifies the reliability of the casting process design and parameter optimization.

Key words:

transmission housing; vacuum die casting; numerical simulation; microstructure; orthogonal experiment; ADC12 aluminum alloy