

# ZL114A 导弹舱体低压铸造工艺与组织性能研究

樊振中<sup>1, 2</sup>, 丛延<sup>3</sup>, 吴凌华<sup>4</sup>, 李卫东<sup>5</sup>, 罗磊<sup>4</sup>, 苗健<sup>6</sup>,  
刘国<sup>5</sup>, 彭石磊<sup>5</sup>, 张勇为<sup>5</sup>, 杨欢<sup>5</sup>

(1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095; 2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095;  
3. 北京宇航系统工程研究所, 北京 100076; 4. 海装西安局驻成都地区第四军事代表室, 四川成都 610100;  
5. 四川航天长征装备制造有限公司, 四川成都 610100; 6. 四川仁川航空科技股份有限公司, 四川成都 610000)

**摘要:** 采用Pro-CAST仿真计算软件对ZL114A导弹舱体充型流动场、凝固温度场与疏松分布进行了计算分析, 充型和凝固总时长分别为9.24 s与2 788.54 s, 提高浇注温度和充型增压压力至720 °C与15 kPa后, 改善了合金熔体的成形流动性能与压力补缩效果, 疏松分布显著减少。附铸试样T6态平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与弹性模量分别为351 MPa、284 MPa、10.0%与70.4 GPa, 本体试样平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与布氏硬度分别为343 MPa、280 MPa、8.4%与HBS116, 对应离散系数 $C_v$ 分别为1.5%、3.1%、5.4%与3.5%, 径向和高向凝固收缩率调整为1.05%与0.90%后, 导弹舱体内腔尺寸精度达到HB 6103—2004 CT8级。铸态组织主要由 $\alpha$ -Al基体、( $\alpha$ -Al+Si)共晶体、Mg<sub>2</sub>Si相与Al<sub>3</sub>Ti相等组成, 顶端区域、中部区域与底部区域 $\alpha$ -Al基体平均晶粒直径各为96.8  $\mu$ m、112.9  $\mu$ m与117.6  $\mu$ m, T6热处理后铸态板边状与多块状共晶硅相形貌转变为球状或短粗棒条状, 硅相长宽比由11.1降至2.0, 断口表面可观察到大量的微观韧窝, 材料断裂机制为韧窝断裂。

**关键词:** ZL114A铝合金; 导弹舱体; 低压充型; 数值仿真; 力学性能; 硅相变质

## 作者简介:

樊振中(1985-), 男, 博士, 高级工程师, 研究方向为中大型复杂构件精密成形制造技术研究与新型轻质合金材料研制。电话: 010-62496398, E-mail: fanzhzhong2010@163.com

中图分类号: TG249.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2023)12-1548-12

## 收稿日期:

2023-08-27 收到初稿,  
2023-10-15 收到修订稿。

铝合金因其密度低、比强度高、比刚度高、耐蚀性佳, 且具有优异的加工性能、导热、导电性能, 在船舶、海洋工程装备、航空航天等领域得到了广泛的应用<sup>[1-2]</sup>。铸造铝合金成形工艺性能好、耐蚀性佳, 可实现结构件的一体化集成制造, 兼具良好的结构刚度与减重效果, 广泛应用于舰船、兵工与武器装备领域<sup>[3]</sup>。近年来, 随着导弹武器高速化、远程化、智能化、自主协同化发展, 对其所采用结构件的轻量化制造提出了更高的技术指标要求, 铸造铝合金尤其是铸造铝硅合金得到了广泛的选用<sup>[4]</sup>。

铸造铝硅合金常通过调控Mg、Si、Zr、B元素含量与优化T5/T6热处理工艺参数, 提高合金的力学性能<sup>[5]</sup>, 添加晶粒细化剂、硅相变质剂, 改善初生 $\alpha$ -Al基体形貌与二次枝晶臂间距(SDAS), 球化硅相形貌、细化硅相尺寸, 大幅提升材料塑性<sup>[6-9]</sup>。与传统的工艺试错相比, 采用数值仿真计算可大幅缩短产品的研制周期, 提高铸造产品的工艺收得率。北京科技大学的李龙飞采集各凝固阶段糊状区热力学材料物性参数, 耦合建立了热裂缺陷预测模型, 可显著减少热裂缺陷<sup>[10]</sup>。华北理工大学苏新磊采用数值计算方法揭示微熔池凝固温度场与固相场变化规律, 有效提升了大型铸件的计算效率<sup>[11]</sup>。清华大学许庆彦与华中科技大学殷亚军基于等效质点理论, 提出铸造热应力与凝固热变形迭代计算新方法, 仿真计算精度大幅提高<sup>[12-13]</sup>。陈方桃、李欣然、杨成龙等基于数值仿真计算进行复杂结构铸件产品工艺开发, 经济效益显著<sup>[14-18]</sup>。与自由充型相比, 低压铸造通过增压补缩压力可进一步提高铸件组织致密性, 大幅提升铸件的力学性能<sup>[19-20]</sup>。

综上所述,采用低压铸造成形工艺可改善和提高铝合金铸件的冶金质量与力学性能,结合数值仿真计算方法可大幅提高铸造工艺设计的成品率,缩短产品的研制周期,大幅降低产品的研发成本。目前针对铝合金铸件的研究热点多集中于合金材料组织形貌调控、元素成分配比优化、精密热处理工艺参数优化等方面,对铸造工艺设计开展的研究报道较少,且针对导弹舱体开展的工艺设计研究较少报道。基于此,本文以ZL114A导弹舱体为研究对象,采用Pro-CAST铸造工艺仿真软件对导弹舱体充型流动场与凝固温度场分布进行了计算分析,结合OLYMPUS ST-300型金相显微镜、WDW-100KN万能试验机、FEI-Quanta600型扫描电子显微镜、IN-CAx-sight6247型能谱分析仪和AXE-07移动式三维光学扫描仪对导弹舱体的材料组织形貌与尺寸精度进行了测试表征,可为铸造铝合金的推广应用和导弹类舱体的结构设计与凝固成形工艺提供工艺指导与生产参考。

## 1 ZL114A导弹舱体凝固成形工艺设计

### 1.1 导弹舱体工艺特性分析

试验所用原材料为铝锭(99.99%)、镁锭(99.9%,按4.0%的烧损比例进行配制)、铝硅中间合金(12%)、铝钛硼中间合金(AI-5Ti-B)、铝铍中间合

金(4%)与铝锑中间合金(6%),按照表1中ZL114A铝合金的化学成分进行配制,Mg元素取上限,Si元素取中下限,Si/Mg元素重量比按7.5~9.0进行配制。采用电阻式坩埚炉进行熔炼,过热温度为820℃,采用 $C_2Cl_6+Ar$ 进行精炼除气处理,精炼温度为725~740℃,精炼时间为15~25 min,扒渣静置10~12 min后降温至 $(680 \pm 5)^\circ C$ 添加镁锭,添加后搅拌5~10 min,待熔体温度控制为 $(700 \pm 5)^\circ C$ 时进行浇注。ZL114A导弹舱体材料状态为T6,T6热处理工艺参数见表2。ZL114A导弹舱体金相腐蚀剂的低浓度混合酸体积比为HF:HCl:HNO<sub>3</sub>:H<sub>2</sub>O=2:3:5:195,微观组织由AX10-ZIESS型光学显微镜测试完成,T6态力学性能测试由WDW-100KN万能试验机完成,试样为 $\phi 5$  mm标准拉伸试棒,应变速率为0.08 mm/min。

ZL114A导弹舱体为回转体结构,舱体直径 $\geq 500$  mm,舱体高度 $\geq 550$  mm,上下法兰为安装加厚区,法兰厚度为55 mm,舱体蒙皮厚度为2.5 mm,内置纵向和横向加强筋,加强筋厚度为10 mm,加强筋高度为20 mm,在舱体内腔面分布有安装凸台,凸台直径为18 mm,凸台高度为25 mm,见图1a。沿ZL114A导弹舱体高度方向截面图可知,导弹舱体由上至下,主体结构厚度由55 mm过渡至2.5 mm,再过渡至55 mm,壁厚差异高达22 mm,见图1b箭头位置所示;较大的壁厚

表1 ZL114A铝合金材料化学成分  
Table 1 Chemical composition of the ZL114A casting alloy

元素	Si	Mg	Ti	Be	Sb	Fe	Cu	Zn	Mn	杂质元素
含量	6.5~7.5	0.5~0.75	0.1~0.25	0.04~0.07	0.02~0.05	$\leq 0.2$	$\leq 0.2$	$\leq 0.1$	$\leq 0.1$	$\leq 0.15$

表2 ZL114A铝合金T6热处理工艺参数  
Table 2 The T6 heat treatment process parameters of the ZL114A casting alloy

热处理工艺	温度/℃	时间/h	冷却介质	淬火温度/℃	淬火转移时间/s
固溶	535	12	水	30~60	$\leq 20$
时效	160	6	空气		



图1 导弹舱体结构示意图

Fig. 1 The structure schematic diagram of a missile segment

差异在凝固冷却过程极易产生补缩不足,造成疏松缺陷,且2.5 mm的壁厚难以实现完整成形,需要对导弹舱体蒙皮进行增厚处理。沿导弹舱体水平方向截面图可见,水平剖面也存在着较大的壁厚差异,内置纵向加强筋区域壁厚为22.5 mm,加强筋临近蒙皮区域壁厚为2.5 mm,壁厚差异为9 mm,低压充型时合金熔体沿高度方向自下而上进行顺序充填,同一高度充型面下较大的壁厚差异,在凝固冷却时厚壁区域易对薄壁区域产生“凝固反抽”,降低蒙皮区域的铸态组织致密性,降低导弹舱体蒙皮区域的力学性能,对ZL114A导弹舱体服役效果产生不良的影响,见图1c箭头位置。综合图1所示ZL114A导弹舱体结构示意图分析,需对ZL114A导弹舱体进行凝固工艺设计,降低导弹舱体的结构壁厚差异,从铸件结构设计上提高导弹舱体的成形工艺性能。

## 1.2 导弹舱体凝固成形工艺设计

对ZL114A导弹舱体进行凝固工艺设计,舱体内腔尺寸精度要求为HB 6103—2004 CT8级,增设0.6 mm工艺补正量,内腔凸台高度增厚5 mm,外径增厚5 mm;内置纵向和横向加强筋厚度增加4 mm,上、下高度各增厚2.5 mm;上、下法兰顶面和底面均增厚5 mm,

内侧增厚8 mm;导弹舱体蒙皮外侧增厚12.5 mm,蒙皮壁厚增厚至15 mm,导弹舱体上、下法兰厚度增厚后为65 mm,导弹舱体整体壁厚差异为4.3 mm,成形工艺性能可得到显著改善(图2a)。ZL114A导弹舱体力学性能测试验收采用附铸试样,附铸试样T6态抗拉强度要求 $\geq 320$  MPa,屈服强度 $\geq 220$  MPa,伸长率 $\geq 4.0\%$ ,弹性模量 $\geq 67$  GPa(弹性模量测试值仅提供数据作为参考,不作为评判铸件力学性能合格的判据)。

ZL114A导弹舱体选用PEP-SET精密树脂砂铸型,成形工艺选择低压铸造,通过设计与布置合适数量及结构尺寸的缝隙浇道以实现导弹舱体的完整充型与有效的压力补缩,缝隙浇道设计示意图见图2b,缝隙浇道设计见式(1)。与缝隙浇道紧邻位置铸件壁厚 $\delta_{\text{附}}$ 为15 mm,浇道数量为12个,内浇道厚度 $\delta$ 为20 mm、宽度 $b$ 为35 mm、立筒直径 $d$ 为90 mm(图2c)。缝隙浇道内浇道总面积为156 000 mm<sup>2</sup>,横浇道总面积为132 860 mm<sup>2</sup>,直浇道直径为140 mm,面积为15 386 mm<sup>2</sup>,低压铸造凝固成形工艺直浇道:横浇道:缝隙浇道面积比为1:8.6:10.1,为开放式浇注系统。基于多项导弹舱体产品生产研制经验,导弹舱体径向凝固收缩率设置为0.85%,纵向凝固收缩率设置为0.75%。

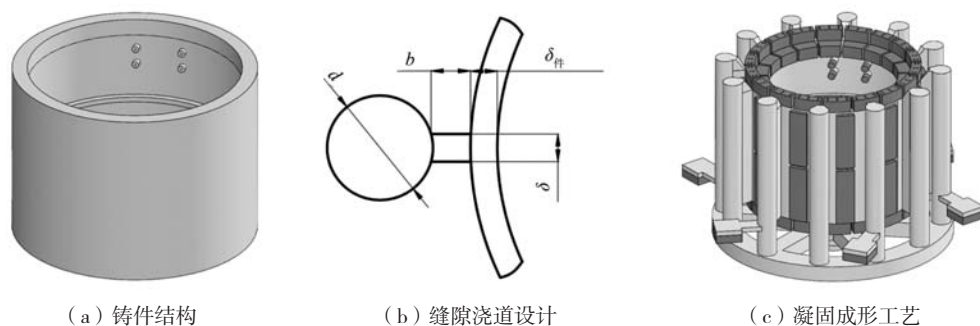


图2 导弹舱体凝固成形工艺设计示意图

Fig. 2 The schematic design of the solidification moulding process for missile segments

ZL114A导弹舱体为回转体结构,外轮廓为环形结构,缝隙浇道沿导弹舱体外腔设计为等距分布,考虑到ZL114A铝合金的成形流动性能,缝隙浇道间隔距离设置为200 mm。在缝隙浇道底部区域设置附铸试样,附铸试样数量为6、长度为120 mm、宽度为120 mm、高度为20 mm。附铸试样底部设置激冷冷铁,冷铁材质为45#钢、厚度为25 mm。冷铁经热烘烤脱除表面油脂后使用,热烘温度(300±5)℃,冷铁热烘烤时间2~3 h。力学性能验收时随机抽取两块附铸试样,每块附铸试样切取3根力学性能拉伸试棒进行测试,力学性能拉伸试棒尺寸见图4。考虑到ZL114A导弹舱体上、下法兰区域壁厚尺寸较大,在上、下法兰区域顶部、底部与外侧面均设置激冷冷铁,冷铁材质为45#钢,冷铁

厚度为45 mm,同时在缝隙浇道间距区域内设置激冷冷铁,冷铁厚度为20 mm,冷铁距离缝隙浇道内浇口尺寸为20 mm(图2c)。

低压铸造合金熔体充型至导弹舱体顶端时,PEP-SET树脂砂吸热会挥发一定含量的气体,若排气不畅将产生皮下气孔、针孔冶金缺陷,因此对导弹舱体上法兰区域激冷冷铁开设直径3 mm的排气孔,便于充型阶段铸型排气的同时,可将合金熔体中的微小氧化夹杂物进行有效排除,提高导弹舱体的冶金质量。图3所示为ZL114A导弹舱体凝固成形工装与模具设计示意图,如图3a可见,ZL114A导弹舱体外置激冷冷铁总数量为156;导弹舱体共分为四箱造型,分别为直浇道箱、横浇道箱、缝隙浇道箱与盖箱(图3b);ZL114A导弹舱

体型芯采用整体型芯造型，为了保证整体型芯的尺寸精度，模具为金属型，材质为ZL101（图3c）。表3为ZL114A导弹舱体低压铸造工艺参数，充型增压压力设置为5 kPa，树脂砂铸型温度为25 ℃。

$$n = (0.016 \sim 0.028) \times \frac{S}{\delta} \quad (1)$$

$$\delta = (0.8 \sim 1.5) \times \delta_{\text{件}} \quad (2)$$

$$b = 15 \sim 35 \text{ mm}$$

$$d = (4 \sim 6) \times \delta \quad (3)$$

式中： $n$ 为缝隙浇道数量； $S$ 为铸件周长； $\delta$ 为缝隙浇道内浇道厚度； $\delta_{\text{件}}$ 为与缝隙浇道紧邻位置铸件壁厚； $b$ 为缝隙浇道内浇道宽度； $d$ 为缝隙浇道立筒直径。

表3 ZL114A导弹舱体低压铸造工艺参数

Table 3 The low-pressure filling process parameters of the ZL114A missile segment

升液速度	充型压力	充型增压压力	结壳压力	充型速度	保压时间	浇注温度
45 mm · s <sup>-1</sup>	45 kPa	5 kPa	5 kPa	40 mm · s <sup>-1</sup>	900 s	700 ℃

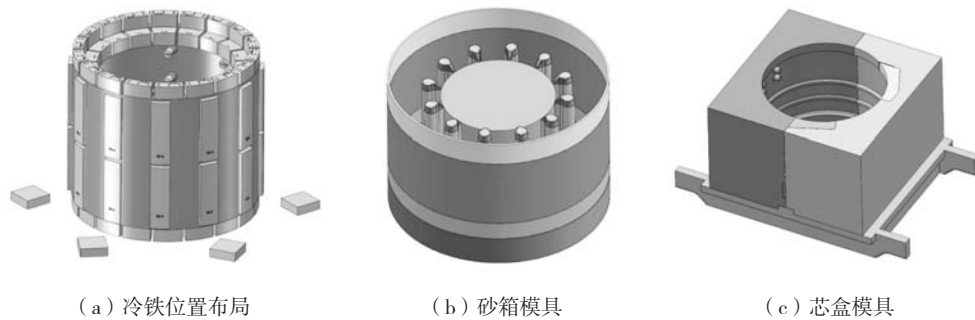


图3 凝固成形工装与模具设计示意图

Fig. 3 The schematic diagram of solidification moulding tooling and mould design

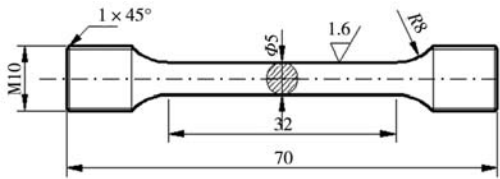


图4 力学性能拉伸试样尺寸示意图

Fig. 4 The schematic diagram of the size of the mechanical properties tensile specimen

## 2 凝固成形工艺数值仿真计算

### 2.1 充型流动场数值仿真计算

图5所示为ZL114A导弹舱体充型流动场数值仿真计算结果。见图5a所示，低压铸造开启充型压力后，合金熔体自坩埚炉中通过陶瓷升液管与直浇道对横浇道型腔进行充填，1.87 s时实现了对横浇道50%体积的充填；之后随着充型压力的增加，合金熔体沿横浇道对缝隙浇道型腔进行充填，3.68 s时实现对缝隙浇道45%体积的充填（图5b）；在充型压力的作用下，合金熔体沿缝隙浇道内浇道对导弹舱体型腔逐序进行填充，6.56 s时已基本实现导弹舱体65%体积的充填（图5c）；低压充型过程平稳，未产生明显的卷气、紊流，于9.24 s时已实现导弹舱体100%体积的充填（图5d）；ZL114A导弹舱体低压铸造总充型时长为9.24 s。

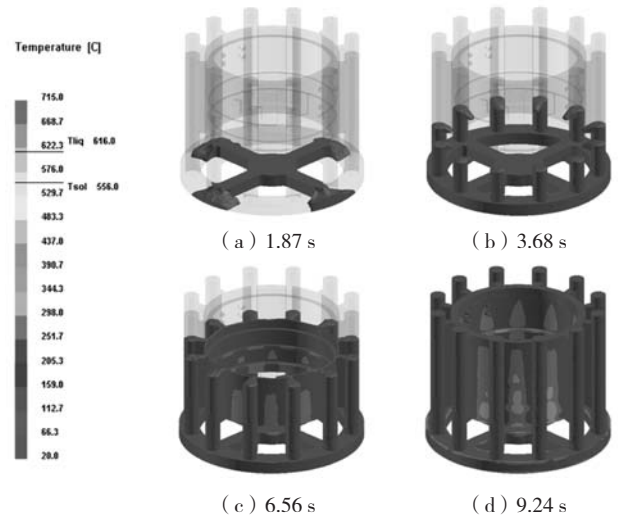


图5 充型流动场数值仿真计算结果

Fig. 5 The numerical simulation results of the filling flow field

### 2.2 凝固温度场数值仿真计算

ZL114A导弹舱体凝固温度场数值仿真计算结果见图6。合金熔体完成导弹舱体型腔充型后在充型压力和充型增压压力共同作用下进行凝固冷却，导弹舱体蒙皮区域壁厚较小（15 mm），受激冷冷铁作用明显，最先开始凝固（图6a）；当凝固至43.60 s时，导弹舱

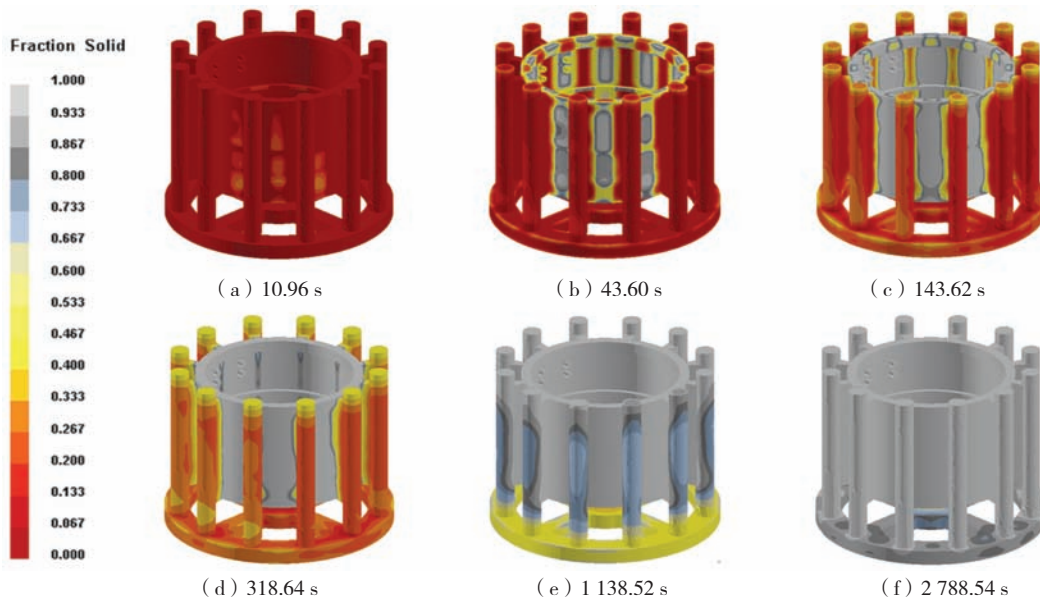


图6 凝固温度场数值仿真计算结果

Fig. 6 The numerical simulation results of the solidification temperature distribution field

体设置激冷铁蒙皮区域已基本完成凝固（图6b）。随着凝固冷却过程的持续进行，导弹舱体蒙皮区域与法兰区域逐序凝固，于143.62 s时，仅剩与缝隙浇道内浇道连接区域尚未凝固冷却，此时在充型增压压力作用下，合金熔体对导弹舱体已凝固区域和糊状凝固区域进行有效的压力补缩（图6c）。凝固至318.64 s时，导弹舱体已实现90%以上体积的凝固，此时合金熔体仍可沿缝隙浇道内浇道对糊状凝固区域进行补缩（图6d）；当凝固至1138.52 s时，导弹舱体固相率已达到100%，此时缝隙浇道也基本凝固完毕，仅剩横浇道尚处于高温状态，当凝固至2788.54 s时，整个导弹舱体低压铸造系统凝固完毕（图6e、图6f）。结合图6仿真计算结果可知，表3所设置的900 s保压时间可有效保证导弹舱体的压力补缩凝固（图6d所示318.64 s小于900 s），整个低压铸造凝固过程的凝固次序为自上而下与自内向外，导弹舱体凝固总时长为2788.54 s。

### 2.3 疏松分布数值仿真计算

ZL114A导弹舱体疏松分布数值仿真计算结果见图7。由图7a凝固时间数值仿真计算结果可知，ZL114A导弹舱体凝固时间最长的区域为直浇道，凝固时间最短的区域为蒙皮区域，凝固次序为由内向外与自上而下；结合图7b凝固热量分布数值仿真计算结果，导弹舱体蒙皮区域先行凝固，之后依次为缝隙浇道、横浇道与内浇道，形成了较为合理的凝固次序，利于充型增压压力的压力补缩。图7c所示为疏松分布数值仿真计算结果，在ZL114A导弹舱体蒙皮区域、缝隙浇道与横浇道区域均可观察到大量的疏松分布，分析认为：

700 °C低压铸造浇注温度偏低，合金熔体由直浇道、横浇道与缝隙浇道充填至到导弹舱体型腔时，合金熔体温度下降较快，此时熔体呈轻微糊状，成形流动性性能下降，且此时呈轻微糊状结构的合金熔体内部析出的初生 $\alpha$ -Al树枝晶开始了搭接，合金熔体具备了一定的高温强度，此时5 kPa的充型增压压力难以对合金熔体进行足够的压力补缩，导弹舱体蒙皮区域的合金熔体得不到有效的压力补缩，且成形流动性性能下降，凝固末期的糊状凝固区域得不到及时的补缩，在凝固末期产生了较为严重的疏松缺陷，因此将低压铸造浇注温度由700 °C提高至720 °C，充型增压压力由5 kPa提升至15 kPa，保持其他低压铸造工艺参数不变，重新进行了疏松分布数值仿真计算。提高低压铸造浇注温度与提升充型增压压力后大幅提升了合金熔体的成形流动性能与压力补缩效果，ZL114A导弹舱体疏松数量显著减少，未在蒙皮区域和缝隙浇道、横浇道区域观察到疏松分布，见图7d。

### 2.4 充型流动与凝固补缩数值仿真分析

图8所示为ZL114A导弹舱体充型流动场数值仿真计算结果，图8所示截面图为缝隙浇道1/2高度方向。3.86 s时，合金熔体尚未充型至缝隙浇道1/2高度处，此时合金熔体已完成横浇道的100%充填（图8a）。充型至5.28 s时，合金熔体开始对缝隙浇道1/2高度进行充填，由缝隙浇道内浇道对导弹舱体型腔进行充填，见图8b线框所示。充型至5.38 s时，缝隙浇道1/2高度已基本实现80%以上的体积充填，且由缝隙浇道内浇道充填导弹舱体型腔过程较为平稳，未见明显的紊流，见图

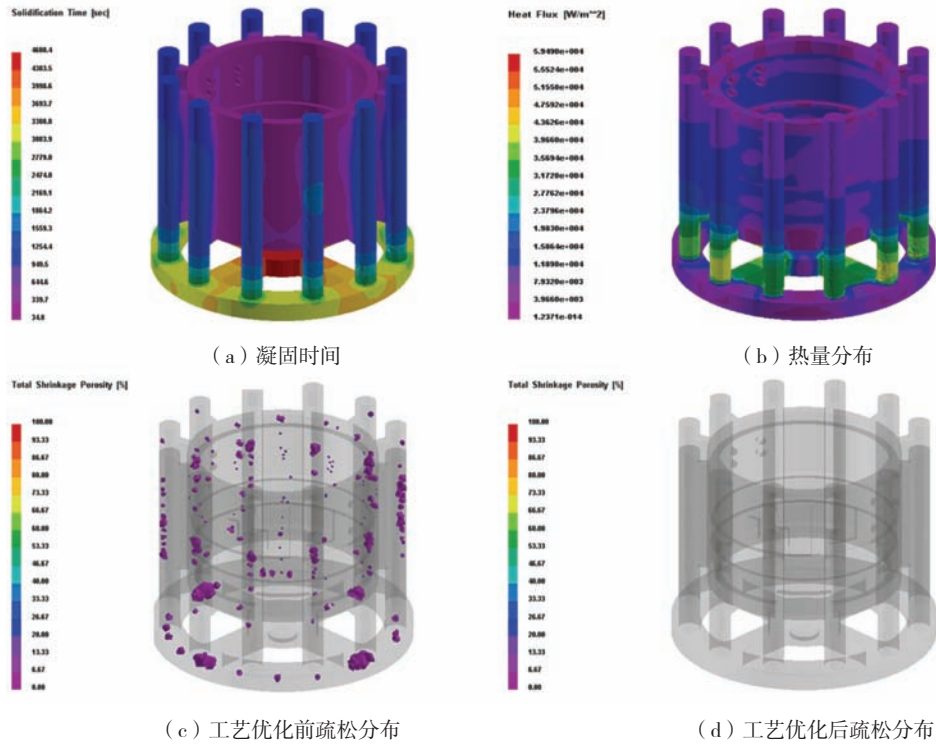


图7 疏松分布数值仿真计算结果

Fig. 7 The numerical simulation results of dispersed shrinkages distribution

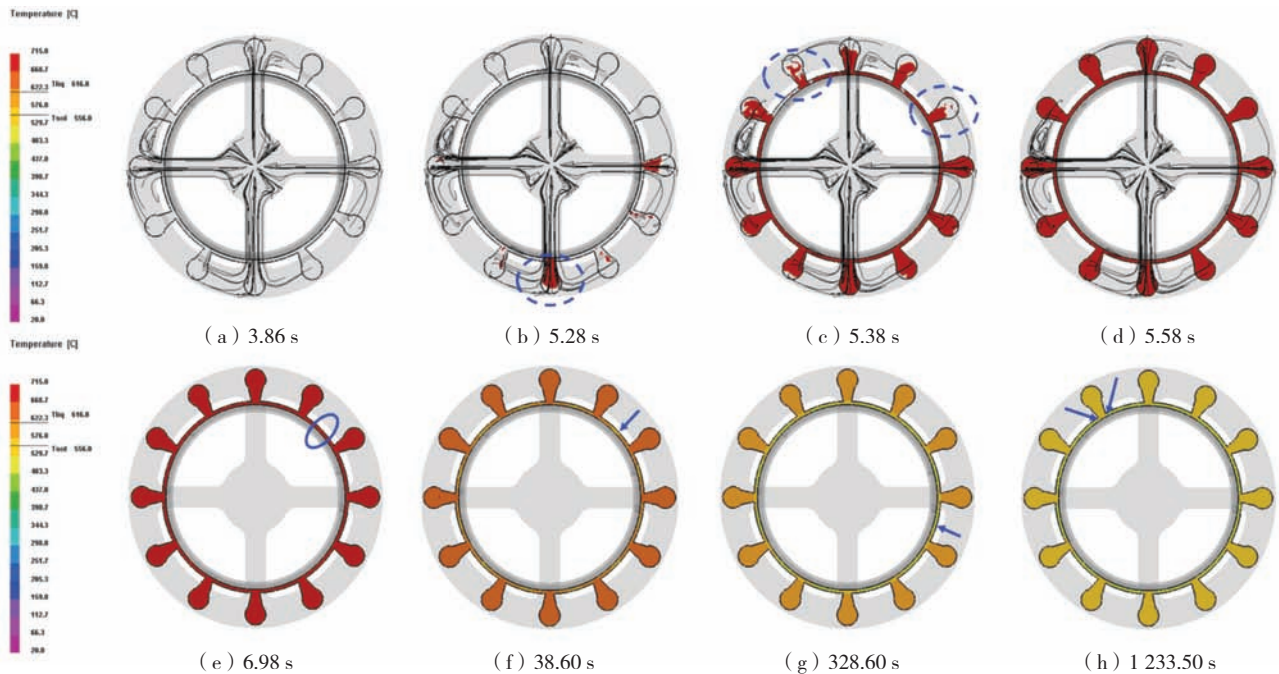


图8 充型流动数值仿真计算结果

Fig. 8 The numerical simulation results of the filling process

8c线框所示；5.58 s时，缝隙浇道已实现100%的充填，之后沿缝隙浇道内浇道继续对导弹舱体型腔进行持续充填（图8d）。此后随着凝固冷却过程的开始，两缝隙浇道相邻的蒙皮区域优先开始凝固，见图8e线框位

置所示；此时缝隙浇道可对已凝固的蒙皮区域进行压力充填和压力补缩，见图8f箭头位置，导弹舱体固相率由0上升至5.9%。充型凝固至328.6 s时，此时导弹舱体蒙皮区域已基本凝固完毕，固相率由5.9%升至40.6%

(图8g)；随着凝固冷却过程的持续进行，导弹舱体凝固相率不断上升，充型凝固至1 233.5 s时，导弹舱体固相率上升至80.1%，此时缝隙浇道内浇道处已逐渐凝固，在充型增压压力作用下可对尚未完全凝固的凝固糊状区进行压力补缩，提高凝固组织的致密度，提高ZL114A导弹舱体的冶金质量。

ZL114A导弹舱体凝固补缩数值仿真计算结果见图9。如图9a所示，在水平方向截面布置了三个测温点，图9b为三个测温点的凝固冷却曲线。由图9b数值仿真计算结果可知，两缝隙浇道相临蒙皮区域（测温点2）受激冷冷铁作用，凝固冷却速度最高，优先开始凝

固；其次为缝隙浇道内浇道区域（测温点1），凝固冷却速度最小的为缝隙浇道区域（测温点3），沿水平方向形成了良好的凝固温度梯度，缝隙浇道与缝隙浇道内浇道可持续对导弹舱体蒙皮区域进行有效的凝固补缩，当凝固冷却至2 000 s时，三个测温点的凝固冷却曲线趋于一致，直至最终凝固冷却完毕。图9c所示为高度方向截面6个测温点的布置示意图，沿导弹舱体型腔高度方向自下而上分别布置了测温点，测温点4位于直浇道区域，测温点5位于横浇道区域，测温点6-9依次沿缝隙浇道高度方向分布。由图9d所示不同测温点凝固冷却曲线可知，测温点9位于导弹舱体顶端部位，沿高

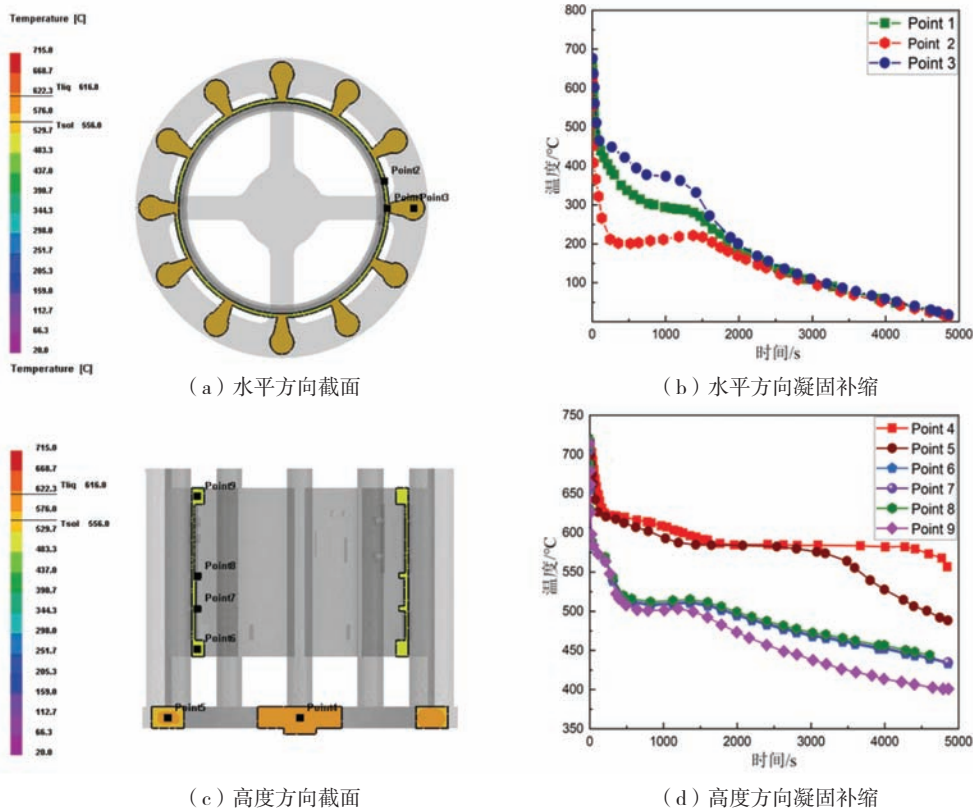


图9 凝固补缩数值仿真计算结果  
Fig. 9 The numerical simulation results of the solidification feeding

度方向最先开始凝固，凝固冷却速度最高；之后依次为测温点6-8，且测温点6-8凝固冷却速度基本一致，缝隙浇道对导弹舱体的凝固补缩效果较好；横浇道区域测温点5的凝固冷却速度高于直浇道区域测温点4的凝固冷却速度，直浇道区域为最后凝固部位；沿导弹舱体高度方向形成了良好的自上而下的凝固温度梯度，利于提高ZL114A导弹舱体的冶金质量。

### 3 力学性能测试与尺寸蓝光扫描分析

表4为ZL114A导弹舱体附铸试样力学性能测试结

表4 ZL114A导弹舱体附铸试样力学性能测试结果  
Table 4 The specimen mechanical properties test results of the ZL114A missile segment

附铸试样序号	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	弹性模量/GPa
1	356	278	9.4	70.4
2	354	282	9.6	70.2
3	348	286	10.2	70.4
4	352	288	9.7	70.5
5	346	284	10.5	70.5
6	350	285	10.4	70.4

果, 附铸试样T6态平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与弹性模量分别为351 MPa、284 MPa、10.0%与70.4 GPa, 满足了导弹舱体力学性能技术指标要求。对低压铸造T6热处理后的导弹舱体在舱壁处进行本体取样力学性能测试, 见图10。由图10可知, ZL114A导弹舱体顶端区域、中部区域、底部区域本体试样力学性能略低于附铸试样力学性能, 三个本体取样区域的T6态抗拉强度离散系数 $C_v$ 值为1.5%, 屈服强度、伸长率与布氏硬度的离散系数 $C_v$ 值分别为3.1%、5.4%与3.5%, 可知ZL114A导弹舱体T6热处理后各部位力学性能基本趋于一致, 材料力学性能分布较为均匀。

ZL114A导弹舱体低压铸造后对凝固尺寸进行了蓝光扫描比对分析, 经分析得知, 导弹舱体内腔尺寸无超差区域, 所有内腔尺寸均为正值, 内腔尺寸超厚区域可采用机械加工进行去除, 在批生产阶段将ZL114A导弹舱体径向凝固收缩率由0.85%调整为1.05%, 将高度方向凝固收缩率由0.75%调整为0.90%, 内腔尺寸精度达到HB 6103—2004 CT8级, 可节省内腔机械加工工序, 实现精密铸造近净成形, 降低ZL114A导弹舱体的批产制造成本与生产周期。

## 4 材料组织形貌分析

图11所示为ZL114A导弹舱体顶部区域、中部区

域与底部区域铸态组织与平均晶粒直径测试结果。ZL114A合金为Al-Si系铸造铝合金, 铸态相组成为 $\alpha$ -Al基体、( $\alpha$ -Al+Si)共晶体、 $Mg_2Si$ 相与 $Al_3Ti$ 相等。固溶处理时,  $Mg_2Si$ 溶入 $\alpha$ -Al基体中形成过饱和固溶体, 175℃以下时效时, 过饱和固溶体分解产生GP I区或GP II区, 达到最佳强化效果, 进一步提高时效温度后将转变为 $\beta'$ 相或最终平衡相 $\beta$ ( $Mg_2Si$ )相。合金中一般通过添加微量的Al-Ti-B中间合金形成 $Al_3Ti$ 或 $TiB_2$ 等高熔点化合物相作为 $\alpha$ -Al基体的结晶核心弥散分布, 细化 $\alpha$ -Al基体晶粒, 提高合金的力学性能。本研究在ZL114A合金熔注阶段添加了Sb元素与稀土元素La作为硅相变质处理, 共晶硅相未观察到明显的针状、长板条状形貌, 以板边状和多块状为主且沿晶界弥散分布。受凝固温度梯度和充型增压压力共同作用, 导弹舱体不同部位铸态组织 $\alpha$ -Al基体平均晶粒直径略有差异。受激冷冷铁影响导弹舱体顶部区域最先开始凝固, 且凝固冷却速度最大, 充型凝固初期在导弹舱体顶部区域优先析出的 $\alpha$ -Al基体, 在充型增压压力作用下, 部分 $\alpha$ -Al基体树枝晶得到破碎细化, 并重新析出长大, 铸态组织最为致密且 $\alpha$ -Al基体平均晶粒直径取得最小值, 为96.8  $\mu m$ (图11a、d)。导弹舱体中部区域与底部区域在顶部区域凝固冷却后, 基本以相同的凝固冷却速度进行冷却(见图9d凝固冷却曲线),

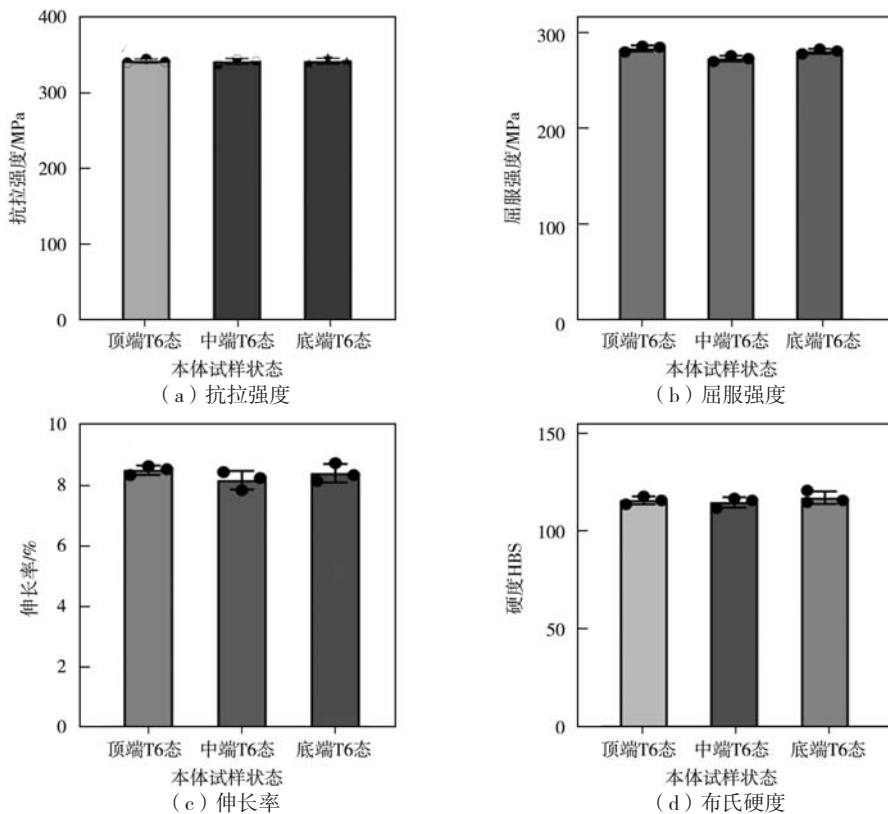


图10 力学性能测试结果

Fig. 10 The test results of the mechanical properties



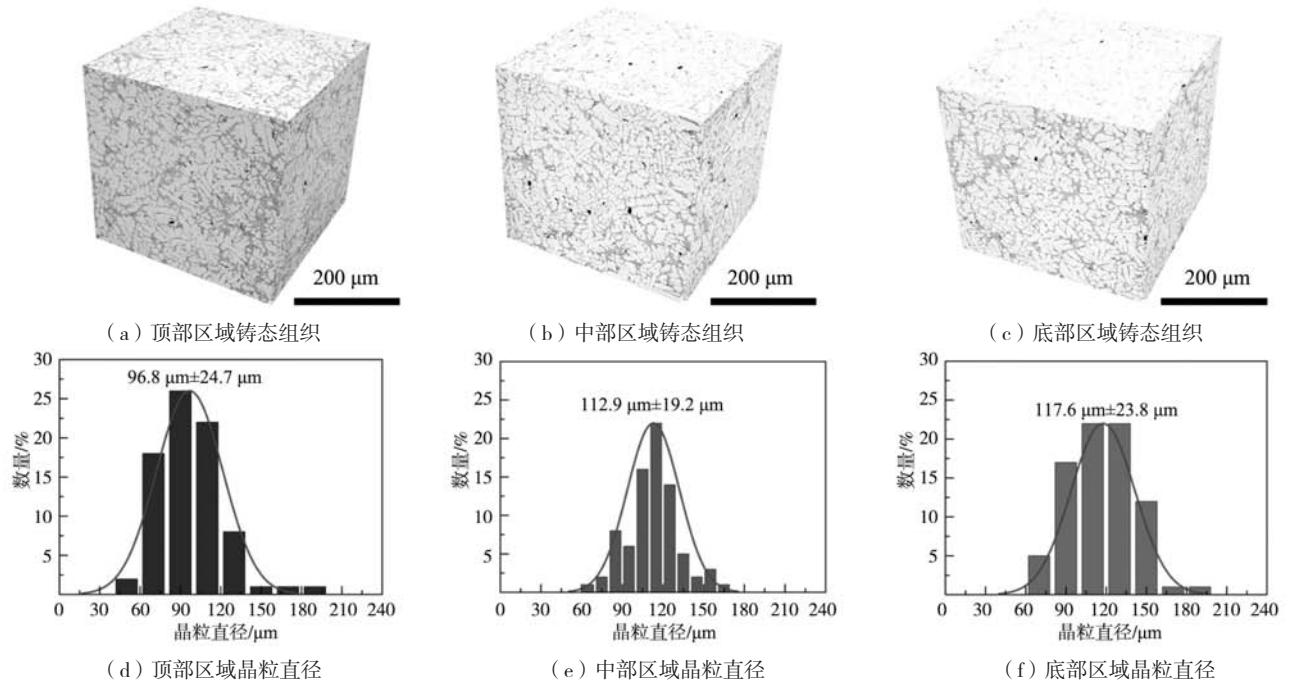


图11 铸态组织与平均晶粒直径测试结果

Fig. 11 The test results of as-cast microstructure and average grain diameter

因此中部区域和底部区域的铸态  $\alpha$ -Al 基体平均晶粒直径较为接近，中部区域平均晶粒直径为  $112.9 \mu\text{m}$  (图 11b、e)；底部区域铸态  $\alpha$ -Al 基体平均晶粒直径为  $117.6 \mu\text{m}$  (图 11c、f)。

图 12 所示为 ZL114A 导弹舱体硅相形貌组织测试结

果。添加 Sb 作硅相变质处理后，共晶硅相形貌呈板边状与多边块状，共晶硅相未得到完全球化，见图 12a 箭头；铸态呈板边状与多边块状的共晶硅相在固溶保温过程，Si 吸收热量后不断扩散至  $\alpha$ -Al 基体内部，且铸态共晶硅相的尖端区域扩散速度最快，经固溶保温处

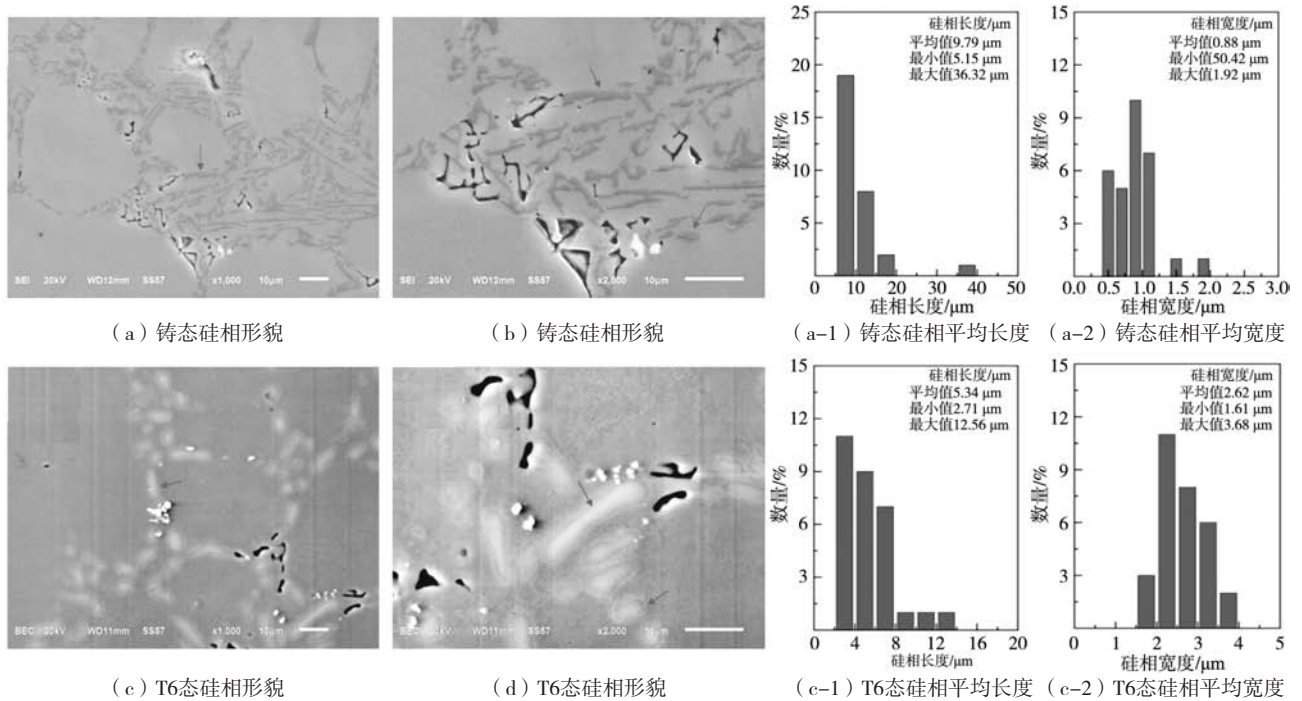


图 12 硅相形貌组织观察

Fig. 12 The observation of the silicon phase morphology

理后随着Si不断扩散,共晶硅相尺寸得到细化,且大量共晶硅相的尖端得到熔解,硅相形貌得到改善(图12b)。固溶淬火后,大量的Mg、Si因来不及扩散析出,在 $\alpha$ -Al基体内部达到过饱和状态,Mg、Si在 $\alpha$ -Al基体内部与晶界区域的化学浓度差异为Si的析出提供了能量驱动,此时Si在时效热处理保温阶段沿晶界持续析出,硅相形貌由板边状与多块状转变为球状或短粗棒条状,硅相尺寸得到细化的同时,共晶硅相的尖端基本消失,避免了在力学性能拉伸时沿共晶硅相尖端产生的应力集中,大幅改善了ZL114A合金的塑韧性,与铸态力学性能相比,材料平均伸长率由5.4%提升至8.4%,增幅达55.6%,见图12c与图12d箭头位置。对图12a铸态共晶硅相长度与宽度尺寸进行统计分析,铸态共晶硅相平均长度为9.79  $\mu\text{m}$ 、宽度为0.88  $\mu\text{m}$ ,长宽比为11.1,见图12a-1、图12a-2;经固溶时效T6热处理后,沿晶界析出分布的共晶硅相平均长度由9.79  $\mu\text{m}$ 降至5.34  $\mu\text{m}$ ,共晶硅相平均宽度由0.88  $\mu\text{m}$ 升至2.62  $\mu\text{m}$ ,共晶硅相长宽比由铸态组织的11.1降为2.0,共晶硅相尺寸得到明显细化且硅相形貌球化程度大幅提高,见图12c-1、图12c-2。

## 5 断口形貌分析

ZL114A导弹舱体T6态断口形貌测试结果见图13。

在T6态断口表面可观察到大量的微观韧窝,材料断裂机制为韧窝断裂(图13a);对图13a所示断口表面进行选区EDS分析,选区范围见图13b线框位置,图13c与图13d为选区范围EDS分析测试结果。结合图13c、图13d选区EDS测试结果可知,微观韧窝撕裂带主要为Al元素分布,微观韧窝凹坑底面主要为Si元素分布,微观韧窝的形成是由于在力学性能拉伸时,拉伸应力集中于晶界的(AI+Si)共晶组织,其中Si相为硬脆相,Al相为FCC晶体结构,滑移面多材料塑性好。当拉伸应力超出(AI+Si)共晶组织材料屈服极限时,产生微观塑性应变,在(AI+Si)共晶组织中出现微裂纹,且微裂纹沿硬脆Si相界面快速扩展,当硬脆Si相表面微裂纹完全扩展后,Si相颗粒被剥离脱落,在拉伸断口表面形成凹坑(微观韧窝),直至完成整个力学性能拉伸过程,微观韧窝撕裂带为(AI+Si)共晶组织中Si相剥离脱落后残留的Al相。

由图13所示ZL114A合金材料T6态断口形貌可知,提高ZL114A合金材料力学性能可从晶粒细化与共晶硅相变质两个方面着手,结合式(4)霍尔-佩奇关系式可知,金属材料的强度极限与平均晶粒直径的关系为:随着平均晶粒直径的不断下降,金属材料的强度极限连续上升,在合金的熔注阶段可通过添加Al-Ti、Al-Ti-B、Al-Ti-C等中间合金细化剂细化铸态 $\alpha$ -Al基体

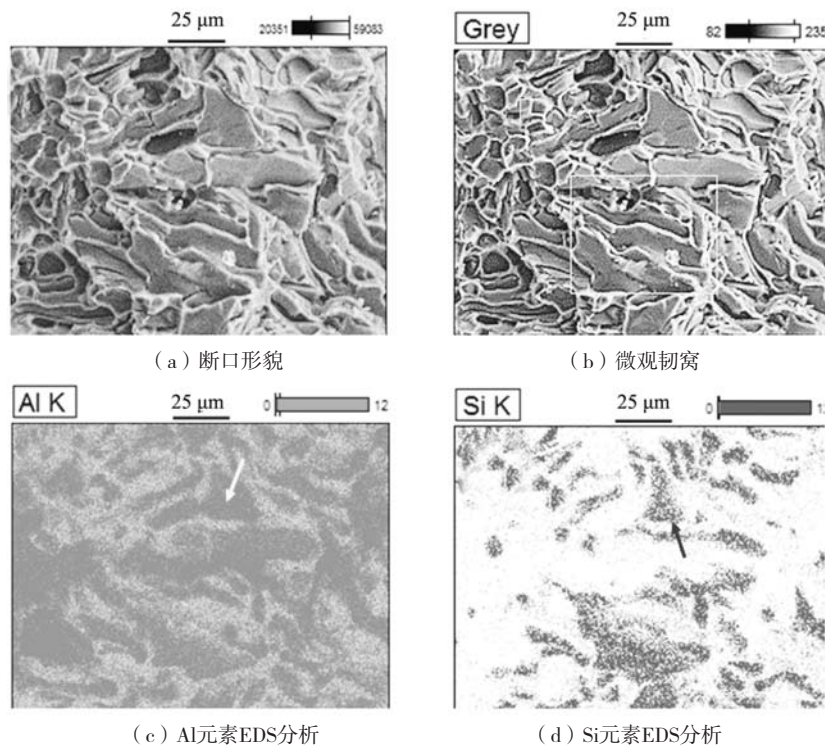


图13 断口形貌分析

Fig. 13 The analysis of the fracture morphology

晶粒尺寸。同时在熔注阶段添加复合钠盐、Al-Sr中间合金或Eu、La等稀土元素对共晶硅相进行变质处理，细化共晶硅相的尺寸，改善共晶硅相的形貌，T6热处理过程优选合适的热处理工艺参数，在固溶淬火与时效保温阶段进一步细化铸态（Al+Si）共晶组织中的硅相尺寸，提高硅相的球化程度，可大幅提高和改善ZL114A合金材料的强度极限与塑韧性。

$$\sigma_s = \sigma_0 + k \times d^{-\frac{1}{2}} \quad (4)$$

式中： $\sigma_0$ 为晶内变形抗力，即单晶体金属的强度极限，为材料常数； $k$ 与晶界结构相关，表征晶界对强度影响的程度，常处理为材料常数； $\sigma_s$ 为材料强度极限； $d$ 为多晶体中各晶粒的平均直径。

## 6 结论

(1) 基于Pro-CAST数值仿真软件的充型流动场与凝固温度场计算分析，ZL114A导弹舱体低压铸造充型时长为9.24 s，凝固总时长为2 788.54 s，浇注温度由700 ℃提高至720 ℃且充型增压压力由5 kPa提升至15 kPa后，改善了合金熔体的成形流动性并同时提高了充型增压压力的补缩效果，导弹舱体内部的疏松显著减少；自下而上的平稳充型未产生明显的卷气、紊流，自上而下与自内向外的凝固温度梯度大幅提高了冶金质量。

(2) ZL114A导弹舱体附铸试样T6态平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与弹性模量分别为351 MPa、284 MPa、10.0%与70.4 GPa，导弹舱体本体试样平均抗拉强度、屈服强度、伸长率与布氏硬度分别为343 MPa、280 MPa、8.4%与HBS 116，略低于附铸试样力学性能，对应各力学性能测试值的离散系数 $C_V$ 分别为1.5%、3.1%、5.4%与3.5%；径向凝固收缩率由0.85%调整为1.05%，高向凝固收缩率由0.75%调整为0.90%，导弹舱体内腔尺寸精度达到HB 6103—2004 CT8级。

(3) 铸态组织主要由 $\alpha$ -Al基体、（ $\alpha$ -Al+Si）共晶体、 $Mg_2Si$ 相与 $Al_3Ti$ 相等组成，导弹舱体顶端区域 $\alpha$ -Al基体平均晶粒直径为96.8  $\mu m$ ，中部区域和底部区域相差不大，各为112.9  $\mu m$ 与117.6  $\mu m$ ；铸态共晶硅相呈板边状与多边块状，硅相平均长度为9.79  $\mu m$ 、宽度为0.88  $\mu m$ ，T6热处理后硅相形貌转变为球状或短粗棒条状，硅相平均长度降为5.34  $\mu m$ 、宽度增至2.62  $\mu m$ ，长宽比由11.1降至2.0；T6断口表面可观察到大量的微观韧窝，材料断裂机制为韧窝断裂，添加Al-Ti、Al-Ti-B、Al-Ti-C等中间合金细化剂细化铸态 $\alpha$ -Al基体晶粒尺寸，添加复合钠盐、Al-Sr中间合金或其他稀土元素对共晶硅相进行变质处理可大幅提高和改善ZL114A合金材料的强度极限与塑韧性。

### 参考文献:

- [1] 刘兵, 彭超群, 王日初, 等. 大飞机用铝合金的研究现状及展望 [J]. 中国有色金属学报, 2010, 20 (9): 1705-1715.
- [2] 熊柏青, 闫宏伟, 张永安, 等. 我国航空铝合金产业发展战略研究 [J]. 中国工程科学, 2023, 25 (1): 88-95.
- [3] 熊艳才, 刘伯操. 铸造铝合金现状及未来发展 [J]. 特种铸造及有色合金, 1998 (4): 1-5.
- [4] 王俊伟, 冯丽, 叶蕾, 等. 2022年国外高超音速领域发展研究 [J]. 战术导弹技术, 2023 (2): 15-24.
- [5] 李梦妮, 罗干, 杜军. 合金元素与退火处理对Al-7Si-0.8Fe铸造铝合金导电和力学性能的协同影响 [J]. 中国有色金属学报, 2022, 32 (6): 1571-1578.
- [6] 闫俊, 石帅, 范卫忠, 等. 铸态和T6热处理Al-10Si-0.5Mg-0.5Mn挤压铸造铝合金的组织 and 力学性能 [J]. 铸造, 2021, 70 (12): 1391-1396.
- [7] SUMALATHA C, RAO P V Chandra Sekhar, RAO V V Subba, et al. Influence of grain refiner, modifier and graphene on the dry sliding wear of hypereutectic Al-Si alloys [J]. Materialstoday: Proceedings, 2022, 62 (6): 3891-3900.
- [8] GANESH M R Sai, REGHUNATH Nikhil, LEVIN M J, et al. Strontium in Al-Si-Mg alloy: a review [J]. Metals and Materials International, 2022, 28: 1-40.
- [9] DING Wanwu, GOU Lumin, HU Liwen, et al. Modification of eutectic Si in hypoeutectic Al-Si alloy with novel Al-3Ti-4.35La master alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 929 (25): 1-10.
- [10] 李龙飞. 铸造铝合金凝固糊状区力学特性及热裂缺陷预测研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2023.
- [11] 苏新磊, 赵定国, 陈洋, 等. 凝固过程微熔池温度场数值仿真及分析 [J]. 铸造, 2022, 71 (3): 340-345.
- [12] 许庆彦. 熔模铸造过程数值仿真研究进展 [J]. 铸造, 2022, 71 (7): 803-813.
- [13] 殷亚军, 庞楠, 周建新, 等. 基于等效质点的铸造热应力数值仿真 [J]. 铸造, 2021, 70 (7): 833-838.

- [14] 陈方桃. 基于ProCAST的排气机匣熔模铸造数值仿真与优化 [J]. 铸造, 2022, 71 ( 1 ) : 99-102.
- [15] 李欣然, 苏彦庆, 王亮, 等. 基于数值仿真的铸钢凸圈消失模铸造工艺方案设计 [J]. 铸造, 2023, 72 ( 3 ) : 305-309.
- [16] 杨成龙, 刘士渊, 徐宏, 等. 基于数值仿真和3D打印砂型的出气联通管铸造工艺设计及验证 [J]. 铸造, 2022, 71 ( 11 ) : 1413-1417.
- [17] 王玮, 张艳涛, 孙巧妍, 等. 冷却速率与T6热处理对铸造铝合金组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 ( 1 ) : 34-38.
- [18] 李欣珂, 于鑫泓, 于金瑞, 等. 铝合金转向壳铸造工艺数值仿真及优化 [J]. 铸造, 2022, 71 ( 12 ) : 1561-1564.
- [19] 周振, 卢德宏, 李贞明, 等. 低压铸造铝合金轮毂的研究现状 [J]. 中国铸造装备与技术, 2022, 57 ( 2 ) : 58-64.
- [20] 单嘉立, 尹家新, 徐志锋, 等. 低压铸造ZL114A铝合金舱段壳体铸件工艺研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2018, 38 ( 8 ) : 856-859.

---

## Research on Low-Pressure Casting Process and Microstructure Properties of ZL114A Missile Segment

FAN Zhen-zhong<sup>1,2</sup>, CONG Yan<sup>3</sup>, WU Ling-hua<sup>4</sup>, LI Wei-dong<sup>5</sup>, LUO Lei<sup>4</sup>, MIAO Jian<sup>6</sup>, LIU Guo<sup>5</sup>, PENG Shi-lei<sup>5</sup>, ZHANG Yong-wei<sup>5</sup>, YANG Huan<sup>5</sup>

(1. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2. Beijing Advanced Engineering Technology and Application Research Center of Aluminum Materials, Beijing 100095, China; 3. Beijing Institute of Astronautical Systems Engineering, Beijing 100076, China; 4. The Fourth Military Representative Office of Xi'an Bureau of Seafarers in Chengdu Area, Chengdu 610100, Sichuan, China; 5. Sichuan Aerospace Changzheng Equipment Manufacturing Co., Ltd., Chengdu 610100, Sichuan, China; 6. Sichuan Sachuan Aviation Technology Co., Ltd., Chengdu 610000, Sichuan, China)

### Abstract:

Pro-CAST simulation and calculation software was used to calculate and analyze the ZL114A missile segment filling flow field, solidification temperature field and shrinkage distribution. In addition, 15 kPa pouring temperatures and 720 °C melting fluidity improved melting fluidity and shrinkage compensation, and reduced loosening distribution. The average tensile strength, yield strength, elongation and modulus of elasticity of the attached casting specimens in T6 state were 351 MPa, 284 MPa, 10.0% and 70.4 GPa respectively, and the average tensile strength, yield strength, elongation, and Brinell hardness of the body specimens were 343 MPa, 280 MPa, 8.4% and HBS116, corresponding to the coefficient of discretization  $C_v$  of 1.5%. After adjusting the radial and high solidification shrinkage to 1.05% and 0.90%, respectively, the dimensional accuracy of the missile segment reached HB 6103-2004 CT8. The as-cast microstructure consisted of primary  $\alpha$ -Al matrix,  $\alpha$ -Al+Si eutectic,  $Mg_2Si$  phase, and  $Al_3Ti$  phase, among others. The average grain diameters of the  $\alpha$ -Al matrix in the top, middle, and bottom regions were 96.8  $\mu m$ , 112.9 $\mu m$  and 117.6  $\mu m$ , respectively, and the morphology of as-cast eutectic silicon phases of the plate edge and polygonal block was transformed into a spherical shape or a short and thick bar after the T6 heat treatment. The aspect ratio of the silicon phase decreased from 11.1 to 2.0, and numbers of microscopic tough nets were observed on the fracture surface, indicating that the material fracture mechanism was tough nest fracture..

### Key words:

ZL114A casting alloy; missile compartment; low-pressure filling; numerical simulation; mechanical properties; silicon modification