

# 铸造温度、速度对大规格 7085 铸锭凝固组织和性能的影响

樊振中<sup>1, 2</sup>, 王端志<sup>3</sup>, 张东<sup>3</sup>, 何立同<sup>4</sup>, 朱小武<sup>4</sup>, 孙刚<sup>1, 2</sup>, 董建平<sup>1, 2</sup>, 高艳丽<sup>1, 2</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. 航发伊萨(北京)科技发展有限公司, 北京 100080)

**摘要:** 采用Pro-CAST软件完成了7085铝合金铸锭半连续铸造凝固温度场与固相场的计算优化, 选择730~740℃浇注速度、33~35 mm/min铸造速度与0.03~0.10 MPa冷却水压获得最小的凝固液穴深度与最高的凝固冷却速度, 成功实现了 $\Phi 920$  mm直径规格7085半连续铸锭的浇注。受凝固过程固/液界面前沿驱动影响, 铸锭心部区域Cu、Zn元素含量略高于成分上限, 铸态组织为典型的树枝状枝晶组织, 基本相为 $\alpha$ -Al和 $Mg_2Zn_3$ 相, 弥散相 $Al_3Zr$ 呈球状且多以亚稳态形式存在, 沿心部-中部-边缘铸态晶粒尺寸持续减小, 分别为318  $\mu m$ 、246  $\mu m$ 与127  $\mu m$ 。凝固过程析出的 $Al_2Cu$ 相、 $Mg_2Zn_3$ 相、 $Mg_2Zn$ 等粗大颗粒相受拉伸应力作用后, 脱落残留在断口表面形成了数量众多的微凹坑, 平均直径约为94  $\mu m$ 且形貌为平直形, 晶界处富集分布了 $Mg_2Zn_3$ 颗粒相, 铸态平均抗拉强度、屈服强度、断口伸长率与断面收缩率分别为419 MPa、350 MPa、2.2%与2.1%。

**关键词:** 7085铝合金; 凝固疏松; 组织性能; 数值模拟; 铸造温度; 铸造速度

## 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: 010-62496400. E-mail: fanzhenzhong2010@163.com

中图分类号: TG292

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2022)

08-0969-09

## 收稿日期:

2021-12-06 收到初稿,

2022-01-29 收到修订稿。

铝合金密度低、比强度高、比刚度高、耐腐蚀性佳, 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>[1-4]</sup>。铝合金根据其制造工艺又可分为铸造铝合金与变形铝合金, 其中变形铝合金因其极佳的力学性能与其优异的综合性能, 被广泛应用于电力、石化、造船、交通、军工等重大装备的制造, 关系到国家安全与国民经济命脉。7085铝合金为Al-Zn-Mg-Cu系变形铝合金, 具有较高强度、高韧性, 且耐腐蚀性较佳, 近年来被广泛应用于飞机主框架、导弹舱段接头、火炮承力支座、卫星探测车辆支架等部件<sup>[5]</sup>。国内对7085铝合金开展了大量的研究, 广西大学的吴雷等人研究了钇元素对7085铝合金半连续铸锭铸态组织与淬火敏感性的影响, 研究指出, 添加0.3%的钇元素后, 铝合金铸态平均晶粒尺寸可由120  $\mu m$ 降至60  $\mu m$ ; Cu元素含量增加时, S相析出数量、浓度上升, 合金淬火敏感性增加; Mg含量在1.12%~1.55%时, 随着Mg含量的增加, 7085合金的淬火敏感性不断下降; 当Cu、Mg元素含量基本稳定时, 降低Zn含量可显著改善7085铝合金的淬火敏感性<sup>[6-7]</sup>。中南大学的王也研究指出, 采用超声处理可明显细化7085铝合金半连续铸造时的铸态晶粒尺寸, 当超声处理达30 min时, 晶粒细化效果最佳; 超声处理静置8 min后, 晶粒细化效果基本消失<sup>[8]</sup>。中南大学的陈送义研究了热处理制度对7085铝合金应力腐蚀开裂、断裂韧性和强度的影响, 指出热处理对7085铝合金应力腐蚀开裂和断裂韧性的影响主要与基体、晶界析出相形貌、浓度有关, 7085铝合金应力腐蚀开裂抗力依次为 $T6 < RRA < DRRA \approx T74$ <sup>[9]</sup>。目前公开发表的研究论文, 针对7085铝合金大规格铸锭制备方面的相关报道较少。

大型变形铝合金制件通常需经熔铸、凝固、锻造、挤压、热处理等多道制造工序, 而熔铸作为大型变形铝合金制件制造的关键环节, 与最终制件的机械强度与综合性能密切相关<sup>[10]</sup>。北京科技大学的何敏对高强铝合金大体积熔体复合环缝式电磁搅拌

处理方法进行了应用研究,采用电磁搅拌后熔体中的Zn、Cu元素分布更加均匀<sup>[11]</sup>。辽宁科技大学的马廷跃研究了工艺参数与Zn含量对7xxx系铝合金铸轧板裂纹与偏析的影响,指出Zn含量控制在7.2%~7.5%时可明显减少裂纹<sup>[12]</sup>。中铝材料应用研究院有限公司苏州分公司的张文静采用PoDFA法及YXLON微焦点X射线计算断层扫描系统对7xxx系铝合金大规格铸锭内在显微缺陷进行了定性定量的检测分析,可对大规格铸锭的冶金质量进行精准化的评估<sup>[13]</sup>。唐仁奎研究了Zn含量对大规格7xxx铝合金铸锭性能与微观组织的影响,通过化学成分优化设计,添加适量的Zn元素可细化铸态晶粒组织,改善合金的流动性<sup>[14]</sup>。左玉波等研究了铸造工艺参数对大规格铝合金半连续铸锭凝固组织与性能的影响,研究指出,选用合适的铸造温度、铸造速度、冷却水强度、超声激振频率、脉冲外场电磁强度等工艺参数,可明显细化铸态组织,第二相分布更加均匀弥散,合金材料的强度、塑性可实现良好的匹配效果<sup>[15-19]</sup>。

综上所述,采用常规的实验方法来研究铸造温度、冷却水量、铸造速度等工艺参数对大规格半连续铸锭组织性能的影响,试验试制量大且往往难以得到满意的改善效果,借助数值模拟结合合理准确的数学模型可快速优化工艺参数、缩短制造周期并显著降低生产成本<sup>[20-25]</sup>。目前针对大规格7085半连续铸锭铸造温度、速度对其铸锭凝固组织性能开展的相关研究报道较少,已有公开发表的报道多数在实验室内完成,铸锭的尺寸规格较小( $\Phi \leq 200 \text{ mm}$ ),难以对工业生产进行有效的数据参考与工艺指导。基于此,本文采用Pro-CAST数值模拟软件研究了铸造温度、速度对 $\Phi 920 \text{ mm}$ 尺寸7085半连续铸锭凝固组织与性能的影响,采用OLYMPUS ST-300型金相显微镜、WDW-100KN万能试验机、FEI-Quanta600型扫描电子显微镜和IN-CAX-sight6247型能谱分析仪对铸态组织与力学性能进行了测试分析,可为其他7xxx系大规格半连续铸锭的生产研制提供工艺指导与生产参考。

## 1 FEM数值计算模型

半连续凝固过程是一个不稳定导热过程,其数值仿真计算的数学模型通常为不稳定导热偏微分方程,数学表达式见式(1):

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( k \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left( k \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( k \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \rho Q \quad (1)$$

式中: $k$ 为材料的传热系数,  $\text{W}/(\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$ ;  $c_p$ 为比热容,  $\text{J}/(\text{kg} \cdot ^\circ\text{C})$ ;  $\rho$ 为密度,  $\text{kg}/\text{m}^3$ ;  $T$ 为温度,  $^\circ\text{C}$ ;  $t$ 为时间,  $\text{s}$ ;  $Q$ 为凝固潜热,  $\text{J}/\text{kg}$ <sup>[26]</sup>。

温度初始条件与边界条件的确定:①初始条件:在半连续铸造过程中,初始条件包括浇注温度,结晶

器、循环冷却水的温度,还包括引锭板的初始温度;②边界条件:铸锭与结晶器,铸锭与冷却水,结晶器与结晶器内循环冷却水,铸锭与二次冷却水之间的对流热交换等,设定为第三类边界条件,见式(2)<sup>[27-28]</sup>。

$$\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial r} n_r + \frac{\partial T}{\partial z} n_z \right) = h(T_w - T) \quad (2)$$

式中: $n_r$ 、 $n_z$ 分别为边界外法线方向余弦, ( $^\circ$ );  $h$ 为换热系数,  $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ ;  $T_w$ 为外界环境温度,  $^\circ\text{C}$ 。其中边界条件中各具体边界温度计算数学模型见式(3)-式(6),  $\lambda$ 、 $\lambda_b$ 分别为铸锭和结晶器材料的热导率,  $\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ ;  $h_1$ 、 $h_2$ 、 $h_3$ 、 $h_4$ 分别为结晶器与铸锭、铸锭与引锭板、结晶器与冷却水、铸锭与冷却水之间的换热系数,  $\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。

铸锭外表面与结晶器接触对流换热:

$$-\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} \right) = h_1 (T_b - T) \quad (3)$$

铸锭与引锭板接触对流换热:

$$-\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} \right) = h_2 (T_y - T) \quad (4)$$

结晶器与结晶器内循环冷却水对流换热:

$$-\lambda_b \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} \right) = h_3 (T_b - T_w) \quad (5)$$

铸锭与冷却水对流换热:

$$-\lambda \left( \frac{\partial T}{\partial x} + \frac{\partial T}{\partial y} \right) = h_4 (T_w - T) \quad (6)$$

半连续铸造过程中的对流与溶质扩散数学模型见式(7)、式(8)与式(9)所示<sup>[29-30]</sup>。对流数学模型采用全解的 $N-S$ 方程来描述凝固过程中液相的流动过程,式(7)中, $v$ 为速度矢量,  $\text{m}/\text{s}$ ;  $\rho$ 为铝液密度,  $\text{kg}/\text{m}^3$ ;  $\mu$ 为铝液的粘度,  $\text{Pa} \cdot \text{s}$ ;  $p$ 为压强,  $\text{Pa}$ ;  $F$ 为体积力,  $\text{N}$ 。式(8)和式(9)中, $\rho_s$ 、 $\rho_l$ 分别为固、液相密度,  $\text{kg}/\text{m}^3$ ;  $f_s$ 、 $f_l$ 分别为固、液相分数;  $C_s^m$ 、 $C_l^m$ 和 $C_{sl}^m$ 分别为固相、液相和界面处组元 $m$ 的质量分数, %;  $D_s^m$ 为组元 $m$ 的固相扩散系数,  $\text{m}^2/\text{s}$ ;  $S_v$ 为界面比表面积,  $\text{m}^{-1}$ ;  $l$ 为扩散距离,  $\text{m}$ <sup>[31-32]</sup>。

$$\rho \frac{dv}{dt} = \mu \Delta^2 v - \Delta p + \rho F \quad (7)$$

其中:  $\Delta = \frac{\partial}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} + \frac{\partial}{\partial z}$

$$\Delta^2 = \frac{\partial^2}{\partial x^2} + \frac{\partial^2}{\partial y^2} + \frac{\partial^2}{\partial z^2}$$

液相溶质方程:

$$f_l \rho_l \frac{\partial c_1^m}{\partial t} + f_l \rho_l v_1 \Delta c_1^m = \Delta (f_l \rho_l D_1^m \Delta c_1^m) + (c_1^m - c_{sl}^m) \frac{\partial}{\partial t} (f_s \rho_s) + \frac{S_v \rho_s D_s^m}{l} (c_s^m - c_{sl}^m) \quad (8)$$

固相溶质方程:

$$f_s \rho_s \frac{\partial c_s^m}{\partial t} = (c_{sl}^m - c_s^m) \left[ \frac{\partial}{\partial t} (f_s \rho_s) + \frac{S_v \rho_s D_s^m}{l} \right] \quad (9)$$

## 2 铸造温度、速度对7085铝合金铸锭凝固组织的影响

表1所示为7085铝合金的化学成分,表2为FEM仿真计算分析时所选用的材料参数。FEM仿真计算结合生产经验设计了四种不同的浇注工艺参数,见表3。图1为7085大规格铸锭半连续铸造的工艺示意图与网格剖分简化示意图,7085半连续铸锭直径为920 mm,长度为2 400 mm,网格剖分尺寸为20 mm,网格剖分数量为436 248。仿真计算时为了简化模型,对图1a中的陶瓷保温棉不作模型设定与网格划分,将其对半连续铸锭浇注温度的影响考虑进图1b中结晶器的界面换热系数中。

表1 7085铝合金材料化学成分

Table 1 Chemical composition of the 7085 aluminum alloy

元素	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	杂质元素
含量	≤0.06	≤0.08	1.3~2.0	≤0.04	1.2~1.8	≤0.04	7.0~8.0	≤0.06	0.08~0.15	≤0.15

表2 FEM计算所用的材料参数

Table 2 Material parameters used in FEM calculations

工艺参数	参数值	工艺参数	参数值	工艺参数	参数值
冷却水温度	20 °C	液态密度	2 480 kg/m <sup>3</sup>	铸锭/冷却水换热系数	4 750 W/(m <sup>2</sup> ·K)
冷却水速度	0.06 m <sup>3</sup> /min	固态密度	2 742 kg/m <sup>3</sup>	固相组元Zn质量分数	7.6%
液相线温度	650 °C	结晶器/铸锭换热系数	2 600 W/(m <sup>2</sup> ·K)	液相组元Zn质量分数	6.2%
固相线温度	590 °C	铸锭/引锭板换热系数	700 W/(m <sup>2</sup> ·K)	界面处组元Zn质量分数	8.4%
结晶潜热	425 J/g	结晶器/冷却水换热系数	1 500 W/(m <sup>2</sup> ·K)	Zn固相扩散系数	4 × 10 <sup>-8</sup> m <sup>2</sup> /s

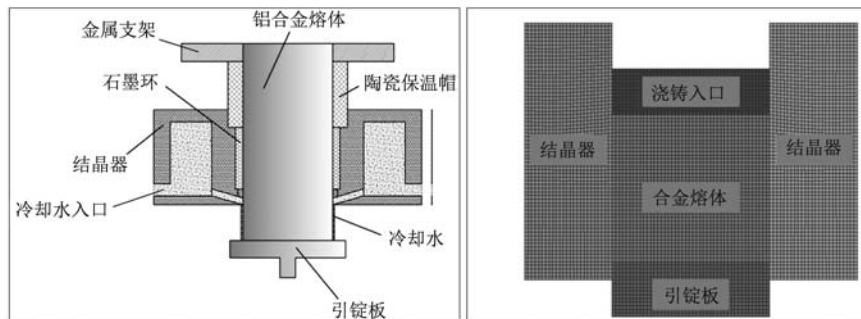
表3 FEM仿真计算所用的不同浇注工艺参数

Table 3 Different casting process parameters used in the FEM simulation calculation

序号	铸造工艺参数		
	铸造温度/°C	铸造速度/(mm·min <sup>-1</sup> )	冷却水压/MPa
1	730~740	30~32	0.03~0.10
2	730~740	33~35	0.03~0.10
3	720~730	28~30	0.03~0.10
4	720~730	33~35	0.03~0.10

图2所示为不同浇注工艺参数下7085大规格半连续铸锭凝固温度场的FEM仿真计算结果。由图2仿真计算结果可知,选用730~740 °C浇注温度与33~35 mm/min铸造速度时,7085半连续铸锭的凝固温度场分布差异最小,凝固液穴深度最浅,整个凝固过程温度分布平稳,见图2b;当选720~730 °C浇注温度与28~30 mm/min铸造速度时,7085半连续铸锭的凝固温度场分布差异最大,凝固液穴深度明显高于其他浇注工艺参数时的液穴深度,见图2c。结合图2仿真计算结果可知,7085半连续铸锭在铸造过程中随着引锭板的下移,铸锭长度不断增加,引锭板作为“冷端”,与之贴合的铸锭温度始终处于200 °C以下,浇注入口作为“热端”,不断引入新的铝熔体,为热量传输的源头,当铸造温度、铸造速度合适时,随着引锭板的持续下移,将形成自下而上的顺序凝固温度梯度,当凝固至12 000 s时,凝固基本结束。

半连续铸造的凝固传热主要包括铝熔体与结晶器之间的对流换热(称为一次冷却)、铸锭与冷却水之间的对流换热(称为二次冷却)以及铸锭与引锭板之间的对流换热,其中热量传输主要是通过一次冷却和二次冷却。7085作为高Zn、高Cu含量的铝合金,半连续铸造时若凝固温度场控制不好,极易产生缩孔、疏松等冶金缺陷,严重时甚至直接产生热裂。铸造温度作为“热源”输入端,应尽量选择高一些,可对紧贴

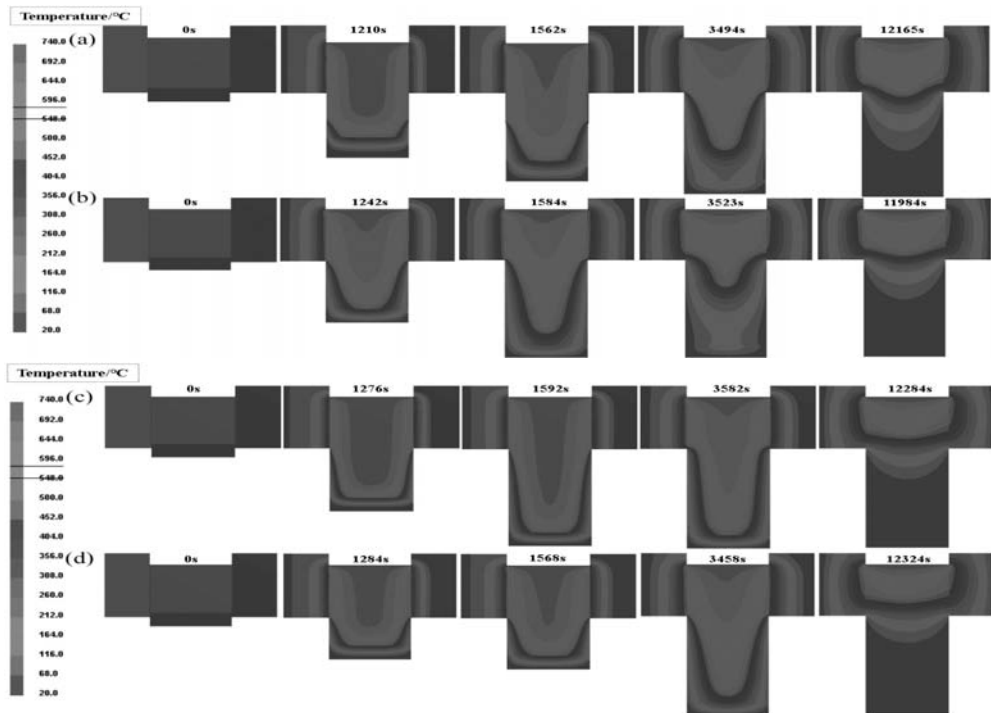


(a) 工艺示意图

(b) 网格剖分简化图

图1 7085大规格铸锭半连续铸造工艺示意图与网格剖分简化示意图

Fig.1 The schematic diagram of semi-continuous casting process and simplified meshing of the large-size 7085 ingot



(a) 浇注工艺参数1; (b) 浇注工艺参数2; (c) 浇注工艺参数3; (d) 浇注工艺参数4

图2 7085半连续铸造温度场FEM仿真计算结果

Fig. 2 FEM simulation results of the temperature distribution of the 7085 semi-continuous casting

凝固液穴下端的固液糊状区进行有效的补缩; 铸造速度主要涉及一次冷却与二次冷却的转换时间, 与一次冷却相比, 二次冷却的传热系数要高的多, 应尽量选择高一些的铸造速度, 减少一次冷却时间, 增加二次冷却时间, 加快半连续铸锭的冷却, 减小凝固液穴的深度, 降低Zn、Cu元素偏析程度, 同时细化铸态晶粒尺寸, 避免凝固温度梯度过高产生热裂。

图3所示为不同浇注参数下7085半连续铸锭固相场FEM仿真计算结果。由图3测试结果可知, 当凝固至2 200 s时, 相同凝固时间下, 浇注工艺参数2下凝固液穴的深度最浅, 其次是浇注参数1、浇注参数4,

浇注参数3下凝固液穴的深度最深; 表明相同凝固时间下, 浇注参数2下的凝固冷却速度最快, 凝固液相率较高; 且相同凝固时间下, 浇注参数2下凝固液穴的夹角最大, 表明凝固次序合理, 未形成明显的缩颈, 整个半连续铸锭的凝固过程自下而上顺序推进, 避免了偏析、热裂的产生。当凝固至3 550 s时, 相同凝固时间下浇注参数3的凝固液穴缩颈明显, 随着凝固过程的持续进行, 极易形成缩颈, 产生缩孔、偏析等铸造缺陷; 此时, 浇注参数2下的凝固液穴深度最小, 且凝固液穴夹角仍为最大值, 表明浇注参数2下整个7085半连续铸锭的凝固次序最为合理。图4所示为浇注参数3下7085

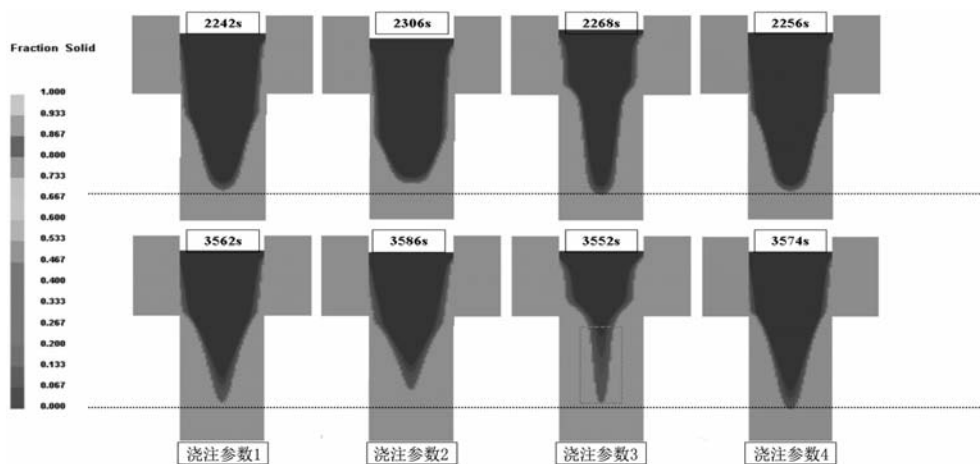


图3 不同浇注参数下7085半连续铸锭固相场FEM仿真计算结果

Fig. 3 FEM simulation results of the solid phase distribution of the 7085 semi-continuous ingot under different casting parameters



半连续铸锭温度场分布剖面仿真计算结果。由图4可知：随着引锭板持续下移，7085半连续铸锭的浇注长度持续增加，且沿高度方向整体温度数值由低到高呈现为自下而上的分布次序，引锭板作为“冷端”，不断与熔体进行热量传输。当凝固至1 150 s时，浇注充型过程已基本结束，随着“一次冷却”与“二次冷却”过程的持续进行，7085铸锭不断释放热量进行凝固，当凝固至5 570 s时，7085半连续铸锭已基本凝固完毕，仅在浇注入口处残留了部分液相，较低的浇注温度与较慢浇注速度下，“二次冷却”散热时间偏长，大直径规格7085半连续铸锭底部易形成不合理的凝固温差分布（见图4中矩形线框位置所示），在铸锭内部产生

较大的凝固热应力，热裂倾向加大。

图5所示为不同浇注参数下7085半连续铸锭不同测温点位置的温度曲线仿真计算结果。由图5测试结果可知，浇注参数2下7085半连续铸锭的凝固总时长最小，且不同测温位置的凝固温差最小（见图5b中矩形线框位置所示），表明在浇注参数2下，7085半连续铸锭凝固温度场分布较为平稳且整体凝固速度最快。如图5c所示，浇注参数3下7085半连续铸锭凝固时长较大，且各测温点之间的凝固温差较大，在凝固过程中易形成偏析、缩孔缺陷；浇注参数1与浇注参数4下各测温点温差分布基本一致。

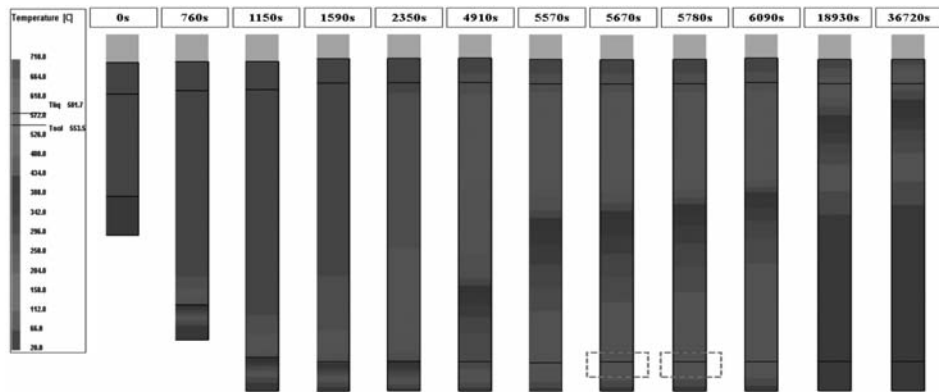
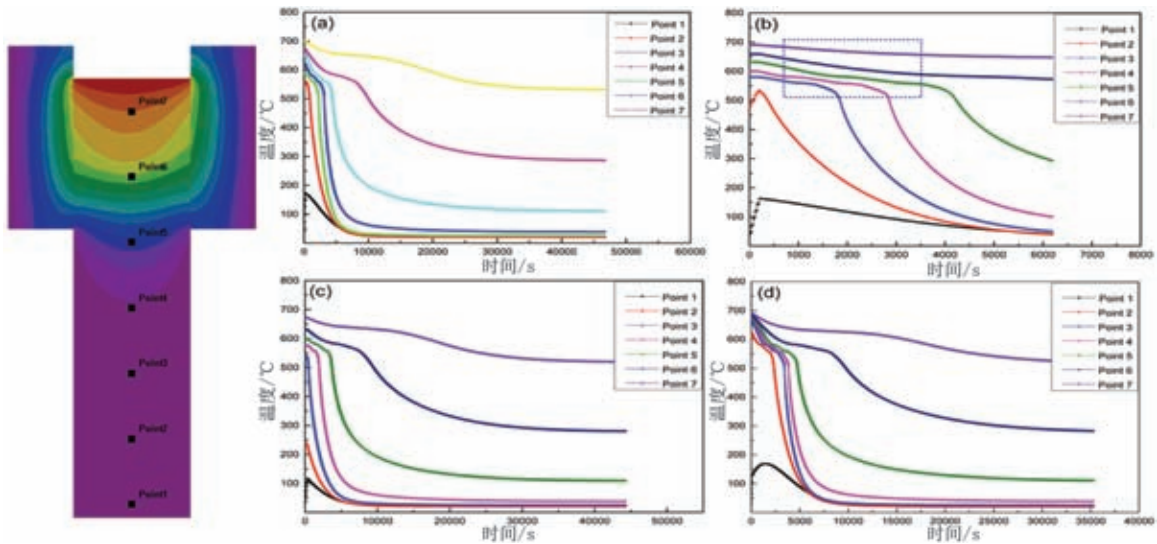


图4 浇注参数3下7085半连续铸锭温度场分布剖面仿真计算结果

Fig. 4 Simulation results of the temperature field distribution profile of the 7085 semi-continuous ingot under the casting parameter 3



(a) 浇注参数1；(b) 浇注参数2；(c) 浇注参数3；(d) 浇注参数4

图5 7085半连续铸锭不同测温点凝固温度曲线

Fig. 5 The solidification temperature cooling curves of the 7085 semi-continuous ingot at different temperature measuring points

### 3 化学成分与铸态组织分析

试验采用浇注参数2完成了920 mm直径7085半连续铸锭的生产试制，并对7085铸锭的化学成分与铸态金相组织进行了不同位置取样对比分析。图6所示为7085半连续铸锭化学成分与铸态组织测试取样位置

示意图。如图6a所示，化学成分共取10个试样进行对比分析，铸态组织共取9个试样进行对比分析，见图6b。920 mm直径大规格7085半连续铸锭化学成分测试结果见图7。图7主要对7085铸锭不同取样位置的Zn、Cu、Mg元素含量进行了测试分析，Zn元素含量要求

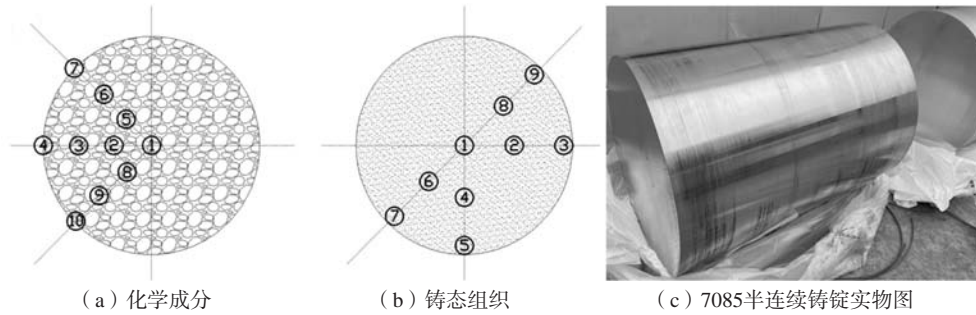


图6 7085半连续铸锭化学成分与铸态组织测试取样示意图

Fig. 6 Schematic diagrams of the chemical composition and as-cast microstructure testing specimens of the 7085 semi-continuous ingot

为7.0%~8.0%，取样位置1位于铸锭心部，在熔铸时Zn元素易产生铸造偏析，含量高于8.0%，为8.4%，同时Cu、Mg元素含量也略高于2.0%，分别为2.2%与2.1%。取样位置2、5、8临近铸锭心部，结合图2、图3中凝固温度场、固相场分布仿真计算结果可知，取样位置2、5、8与取样位置1类似，都为7085铸锭半连续铸造最后凝固区域，固/液凝固界面前沿的Zn、Cu、Mg产生富集，元素含量略高于规定的成分范围，但元素富集程度都低于取样位置1。取样位置3、6、9和取样位置4、7、10的Zn、Cu、Mg元素含量都满足化学成分规定的数值范围，且取样位置4、7、10为7085铸锭半连续铸造最先凝固部位，Zn、Cu与Mg元素含量都略低于取样位置3、6、9处。图8所示为7085半连续铸锭铸态金相组织测试结果。7085半连续铸锭的铸态组织为典型的树枝状枝晶组织，铸态的基本相组成为 $\alpha$ -Al和 $Mg_2Zn_3$ 相，弥散相 $Al_3Zr$ 呈球状，颗粒尺寸较小，一般多以亚稳态形式存在，为体心立方结构。取样位置1位于铸锭的心部，晶粒尺寸明显大于其他取样位置的铸态组

织，平均晶粒尺寸约为432  $\mu m$ ，取样位置2、4、6与8位于7085铸锭的中间位置，凝固冷却速度高于心部位置，与图8a相比，铸态晶粒尺寸明显细化，其中取样位置2受熔铸实际生产影响，平均晶粒尺寸大于取样位置4、6与8处，平均晶粒尺寸约为318  $\mu m$ ，取样位置4、6与8平均晶粒尺寸约为246  $\mu m$ 。取样位置3、5、7与9位于7085铸锭的边缘区域，受“一次冷却”与“二

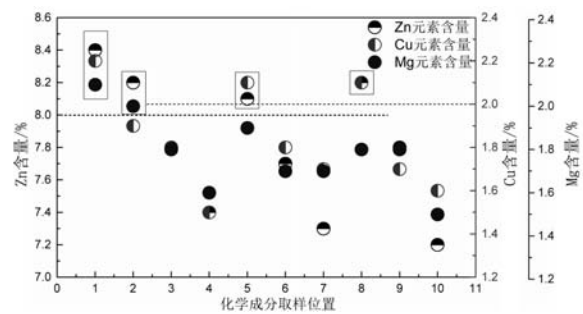
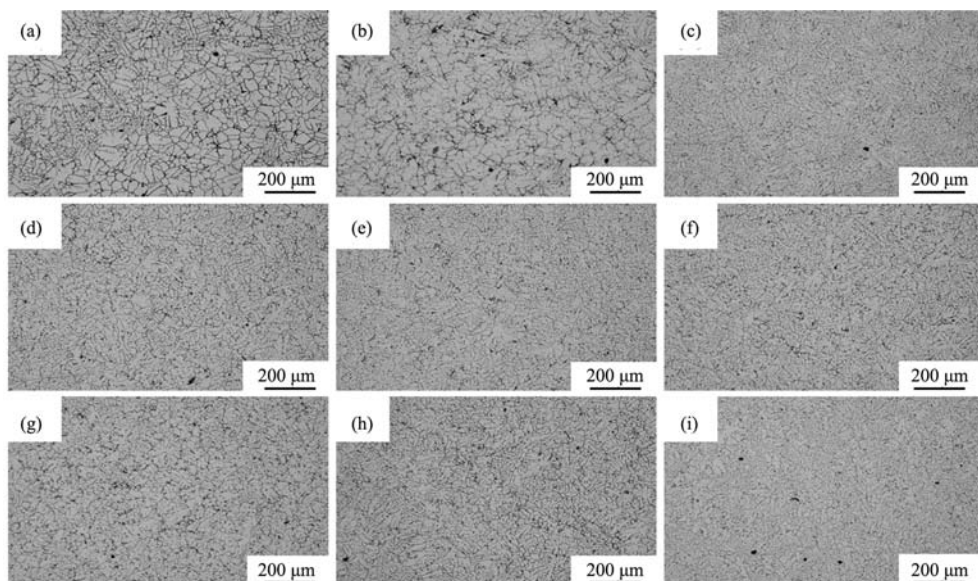


图7 7085半连续铸锭不同位置化学成分测试结果

Fig. 7 The different regions chemical composition test results of the 7085 semi-continuous ingot



(a) 取样点1; (b) 取样点2; (c) 取样点3; (d) 取样点4; (e) 取样点5; (f) 取样点6; (g) 取样点7; (h) 取样点8; (i) 取样点9

图8 7085半连续铸锭铸态金相组织测试结果

Fig. 8 The as-cast microstructures test results of the 7085 semi-continuous ingot

次冷却”热量传输影响最高，凝固冷却速度最高，铸态晶粒尺寸最为细小，且Mg<sub>2</sub>Zn相的分布更为弥散，平均铸态晶粒尺寸约为127 μm。

### 4 力学性能测试

表4所示为大规格7085铸锭沿轴向的铸态力学性能测试结果，图9所示为力学性能测试过程中的应力-应变关系曲线。由表4测试结果可知：由于添加了高成分含量的Zn、Cu与Mg元素，且Zn、Cu元素在半连续铸造凝固过程中受固/液界面驱动，易在铸锭内部形成一定程度的微观偏析，且凝固过程中形成的粗大Al<sub>2</sub>Cu、Mg<sub>2</sub>Zn<sub>3</sub>相易在颗粒尖端部位形成应力集中，加快力学性能测试中铸态断裂裂纹的延伸扩展，

导致大规格7085铸锭铸态力学性能测试时的断口伸长率与断面收缩率均较低。由表4测试结果可知：

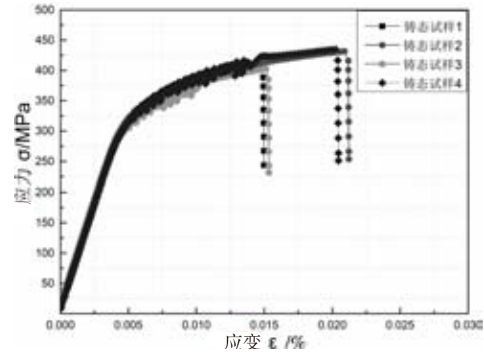
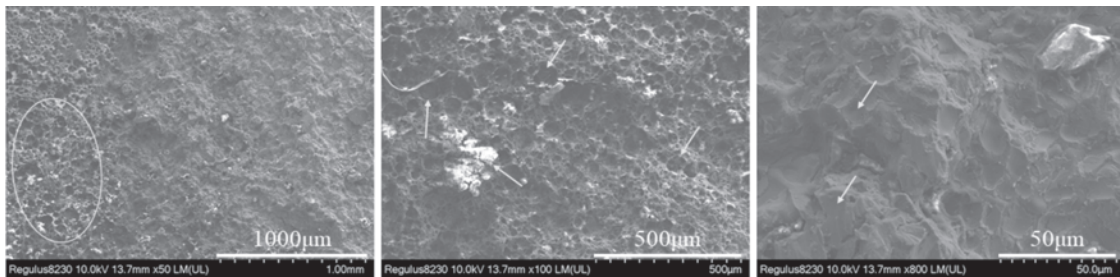


图9 7085半连续铸锭铸态力学性能测试应力-应变曲线

Fig. 9 The as-cast stress-strain curves of the 7085 semi-continuous ingot during the mechanical properties test



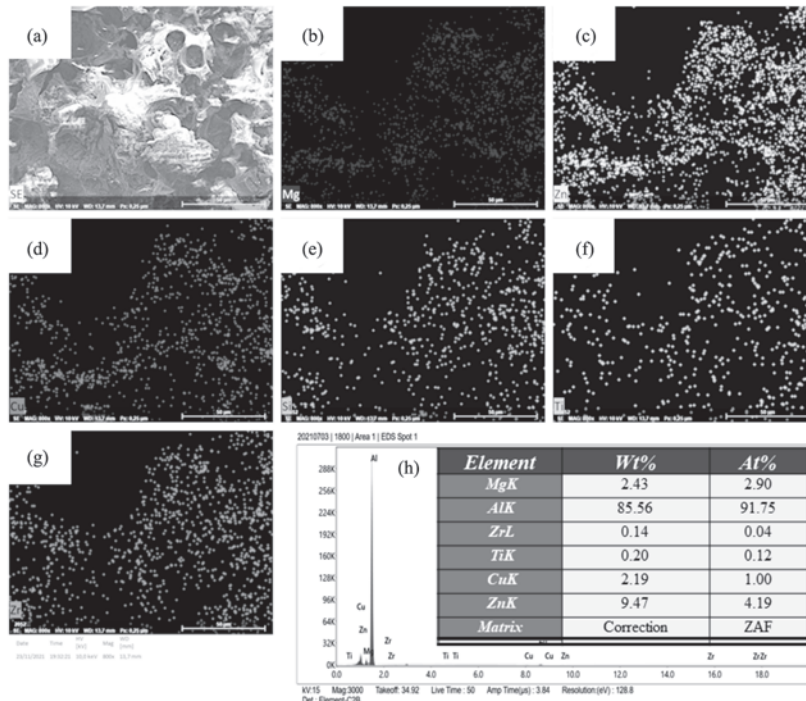
(a) 50×放大

(b) 100×放大

(c) 1000×放大

图10 7085半连续铸锭铸态断口SEM测试结果

Fig.10 SEM test results of the as-cast fracture surface of the 7085 semi-continuous ingot



(a) 断口SEM形貌；(b) Mg元素面分布；(c) Zn元素面分布；(d) Cu元素面分布；(e) Si元素面分布；(f) Ti元素面分布；(g) Zr元素面分布；(h) 断口面元素分析测试

图11 7085半连续铸锭铸态断口EDS测试结果

Fig. 11 EDS test results of the as-cast fracture surface of the 7085 semi-continuous ingot



7085大规格铸锭铸态平均抗拉强度、屈服强度、断口伸长率与断面收缩率分别为419 MPa、350 MPa、2.2%与2.1%。

表4 7085大规格铸锭铸态力学性能测试结果  
Table 4 The mechanical properties test results of the 7085 large-size ingot

试样 编号	测试温 度/℃	抗拉强 度/MPa	断口伸 长率/%	断面收 缩率/%	屈服强 度/MPa
1	24	407	1.7	2.0	347
2	24	432	2.8	1.6	357
3	24	403	2.0	2.8	344
4	24	435	2.3	2.0	351

## 5 断口形貌观察

7085铸锭断口形貌测试结果见图10, 断口表面元素分布EDS测试结果见图11。如图10a所示, 7085铸锭铸态断口表面分布了数量众多的凹坑, 凹坑形态近似呈球形, 平均直径约为94  $\mu\text{m}$ , 见图10b箭头位置所示。分析认为7085铸锭铸态断口表面凹坑为力学性能测试过程 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}$ 等相颗粒受拉伸应力脱落残留在断口表面形成的, 粗大铸态颗粒相受拉伸时, 由于 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}$ 等铸态颗粒相尺寸粗大, 受拉伸应力作用时脱落断裂快速发生, 断口表面未见明显的细小韧窝, 凹坑断口形貌呈现为平直形断口, 见图10c箭头位置所示。由图11铸态断口面元素扫描结果可知: 铸态断口表面的Mg、Zn、Cu元素富集区域基本重合, Zn、Cu元素凝固过程受固/液界面驱动, 最后凝固且富集在晶界区域, Mg元素与Al发生反应生成 $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ 相, 偏聚于晶界区域。结合

面元素EDS分析结果, Zn/Mg原子比为1.44, 初步判断晶界上富集的铸态相应为 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 相。

## 6 结论

(1) 结合Pro-CAST软件对7085铝合金大规格铸锭凝固温度场与固相场的仿真计算分析, 选择730~740  $^{\circ}\text{C}$ 浇注速度、33~35 mm/min铸造速度与0.03~0.10 MPa冷却水压工艺参数时, 7085铸锭半连续铸造时凝固液穴深度最小, 凝固冷却速度最快, 凝固温度场分布合理有序, 未形成明显的凝固缩颈, 整个凝固过程自下而上顺序推进, 避免了偏析、热裂的产生, 成功实现了920mm直径规格7085铝合金铸锭的浇注。

(2) 7085铝合金大规格铸锭凝固过程受固/液界面驱动影响, 心部区域Zn、Cu元素含量略高于成分上限; 铸态组织为典型的树枝状枝晶组织, 铸态基本相为 $\alpha\text{-Al}$ 和 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 相, 弥散相 $\text{Al}_3\text{Zr}$ 呈球状, 为体心立方结构且颗粒尺寸小, 多以亚稳态形式存在, 铸态平均晶粒尺寸沿心部-中部-边缘区域持续减小, 分别为318  $\mu\text{m}$ 、246  $\mu\text{m}$ 与127  $\mu\text{m}$ 。

(3) 受凝固过程形成 $\text{Al}_2\text{Cu}$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 相、 $\text{Mg}_2\text{Zn}$ 等粗大颗粒相影响, 7085铝合金大规格铸锭铸态平均抗拉强度、屈服强度、断口伸长率与断面收缩率分别为419 MPa、350MPa、2.2%与2.1%, 铸态断口表面分布了数量众多的凹坑, 平均直径约为94  $\mu\text{m}$ , 为铸态粗大颗粒相受拉伸应力作用脱落残留在断口表面所形成, 凹坑断口形貌为平直形断口, 晶界上富集分布了 $\text{Mg}_2\text{Zn}_3$ 颗粒相。

### 参考文献:

- [1] 刘占先. 铝合金材料在船舶与海洋工程装备中的应用[J]. 船舶物资与市场, 2021, 29(6): 32-27.
- [2] 崔厚学, 张毅. 轻量化铝合金连接技术及其在车身制造中的应用[J]. 汽车制造业, 2021(6): 29-39.
- [3] 张丽娇. 航空航天高强铝合金材料应用及发展趋势研究[J]. 新材料产业, 2021(3): 7-11.
- [4] 付喜华, 周瀚森. 铝合金在LNG液舱建造中的应用[J]. 中国船检, 2021(1): 79-82.
- [5] 刘文义, 胡小会, 李军. 7085超高强铝合金的研究进展[J]. 热加工工艺, 2021, 50(8): 10-14.
- [6] 吴雷, 胡治流, 赵艳军, 等. 钎对7085高强铝合金铸态组织的影响[J]. 铝加工, 2018(4): 45-49.
- [7] 吴雷. 铸态7085铝合金淬火敏感性及其热模拟性能研究[D]. 南宁: 广西大学, 2019.
- [8] 王也, 李晓谦, 蒋日鹏, 等. 超声处理对7085铝合金凝固组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35(10): 1106-1109.
- [9] 陈送义, 陈康华, 董朋轩, 等. 热处理对7085铝合金应力腐蚀开裂、断裂韧性和强度的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 24(7): 2320-2325.
- [10] 王祝堂. ARC大直径圆锭铸造技术[J]. 轻合金加工技术, 2020, 48(9): 64-64.
- [11] 何敏. 高强铝合金大体积熔体复合环缝式电磁搅拌处理方法及应用研究[D]. 北京: 北京科技大学, 2019.
- [12] 马廷跃. 工艺参数与Zn含量对7xxx系铝合金铸轧板裂纹与偏析的影响[D]. 辽宁: 辽宁科技大学, 2020.
- [13] 张文静, 郭世杰, 蒋会学, 等. 7xxx系铝合金大规格铸锭显微缺陷的检测与分析[J]. 有色金属加工, 2019, 48(3): 15-19.
- [14] 唐仁奎. Zn含量对7xxx铝合金性能及微观组织影响[J]. 锻压技术, 2017, 42(4): 184-187.
- [15] 左玉波, 曹杰, 崔建忠. 铸造工艺参数对超高强铝合金低频电磁半连续铸锭微观组织的影响[J]. 铸造, 2005(2): 455-458.
- [16] 苏思超, 贺美, 皮光. 多源超声对大规格铝合金半连续铸锭宏观组织的影响[J]. 轻合金加工技术, 2021, 49(2): 17-24.
- [17] 侯健, 廖启宇, 贾永辉, 等. 特大规格AZ系镁合金扁锭的半连续铸造工艺[J]. 铸造, 2021, 69(10): 1048-1054.



- [18] 刘艳辉, 毛红奎, 刘佩叶, 等. 冷却速度对ZM5镁合金凝固组织与性能的影响 [J]. 铸造, 2017, 66 (3): 286-293.
- [19] 薛冠霞, 长海博文, 赵州星, 等. 7xxx系铝合金凝固过程中收缩行为的测定 [J]. 有色金属加工, 2016, 45 (4): 18-23.
- [20] 王睿, 左玉波, 朱庆丰, 等. 半连续铸造铝合金铸锭疏松的形成机制及其影响因素 [J]. 轻合金加工技术, 2021, 49 (2): 17-24.
- [21] 李志猛, 左玉波, 朱庆丰, 等. 半连续铸造铝合金表面缺陷的形成机理及影响因素 [J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41 (1): 108-113.
- [22] 陈峥. 大铸锭凝固过程的模拟研究 [D]. 上海: 上海大学, 2019.
- [23] 马国强, 李洋, 杨路, 等. 基于数值模拟挡水板对7055铝合金铸造工艺影响 [J]. 有色金属加工, 2021, 50 (1): 36-47.
- [24] 俞基浩, 赵静, 张俊哲, 等. 大型铸锭凝固过程热模拟方法 [J]. 铸造, 2015, 64 (8): 754-757.
- [25] 黄婷, 李京社, 唐海燕, 等. 铸锭凝固过程缩孔缺陷的数值模拟 [J]. 铸造, 2013, 62 (7): 633-640.
- [26] 马维策, 胡士成, 杨运猛, 等. 7050铝合金大铸锭半连续铸造过程数值模拟 [J]. 特种铸造及有色合金, 2008, 28 (2): 112-115.
- [27] 郭鹏, 张兴国, 郝海, 等. AZ31镁合金圆锭连铸过程温度场的数值模拟 [J]. 中国有色金属学报, 2006, 16 (9): 1570-1576.
- [28] 张晓星, 关仲, 胡红军. AZ31镁合金直接激冷铸造铸锭的热应力数值模拟 [J]. 系统仿真学报, 2008, 20 (19): 5279-5282.
- [29] 俞基浩, 赵静, 张俊哲, 等. 大型铸锭凝固过程热模拟方法 [J]. 铸造, 2015, 64 (8): 754-757.
- [30] 陈峥, 仲红刚, 赵坚, 等. 基于Procast软件模拟不同温度梯度条件下30Cr2Ni4MoV钢的凝固组织 [J]. 热加工工艺, 2015, 44 (19): 97-99.
- [31] 兰鹏, 李鹏善, 刘春秀, 等. 基于凝固数值模拟的13t扁锭结构设计优化 [J]. 中国冶金, 2014, 24 (10): 22-31.
- [32] LUO Hai-jun, JIE Wan-qi, GAO Zhi-ming, et al. Numerical simulation for macrosegregation in direct-chill casting of 2024 aluminum alloy with an extended continuum mixture model [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2018, 28:1007-1015.
- [33] 胡士成, 马维策. 铝合金大铸锭半连续过程的热应力数值模拟 [J]. 机械工程材料, 2008, 32 (7): 82-86.
- [34] 秦克, 崔建忠, 李建超. 铸造铝合金圆锭温度场实验研究和数值模拟 [J]. 塑性工程学报, 2007, 14 (2): 16-19.

## Effects of Casting Temperature and Casting Speed on Solidification Microstructure of Large Size 7085 Ingot

FAN Zhen-zhong<sup>1,2</sup>, WANG Duan-zhi<sup>3</sup>, ZHANG Dong<sup>3</sup>, HE Li-tong<sup>4</sup>, ZHU Xiao-wu<sup>4</sup>, SUN Gang<sup>1,2</sup>,  
DONG Jian-ping<sup>1,2</sup>, GAO Yan-li<sup>1,2</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. AECC Issa Technology Development Co. Ltd, Beijing 100080, China)

### Abstract:

The solidification temperature and field distribution calculation with the optimization of the 7085 semi-continuous was completed by the Pro-CAST software, the smallest solidification cavity depth and the highest cooling rate were achieved by selecting the pouring temperature of 730-740 °C, the casting speed of 33-35 mm/min and the cooling water pressure of 0.03-0.10 MPa, which had successfully implemented Pouring of 7085 semi continuous ingots with a diameter of 920 mm. Actuating by the solid/liquid interface front during the solidification process, the Cu and Zn element contents in central region were slightly higher than the upper limit of the composition. The as-cast morphology was showed as typical dendritic structure, the basic phases were  $\alpha$ -Al and  $Mg_2Zn_3$  phases, the dispersed phase  $Al_3Zr$  was spherical and mostly exist in metastable state, and the grain size continued to decrease along the core-middle-edge area, which were 318  $\mu m$ , 246  $\mu m$  and 127  $\mu m$ , respectively. After being subjected to the tensile stress, the  $Al_2Cu$  phase,  $Mg_2Zn_3$  phase,  $Mg_2Zn$  and other coarse particles that precipitated during the solidification process fall off, remaining lots of micro-pits on the fracture surface, showing a flat morphology and with an average diameter of about 94  $\mu m$ , together with enriched  $Mg_2Zn_3$  phases distributing nearby the grain boundary. The average tensile strength, yield strength, elongation of fracture and reduction of area were 419 MPa, 350 MPa, 2.2% and 2.1%, respectively.

### Key words:

7085 aluminum alloy; solidification porosity; microstructure and properties; numerical simulation; casting temperature; casting speed