DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2023.3247

高强韧铝合金半连铸凝固过程数值模拟及热裂纹形成机理研究

姜凯曦[1],何生平[2],詹　磊[3],王新璋[2],叶　强[2],杨　林[2],王依山[1],单长智[4],郝　海[1,4]

(1.大连理工大学 材料学院 辽宁省凝固控制与数字化制备技术重点实验室,辽宁 大连 116024; 2. 国电投宁夏青铜峡新材料有限公司,宁夏 青铜峡 751603; 3. 国家电投集团铝电投资有限公司,宁夏 银川 750003; 4. 大连理工大学 宁波研究院,浙江 宁波 315016)

摘　要:2024 铝合金油气滑半连铸产品中出现的热裂纹问题严重影响了其工业化生产及综合性能。本文利用 ProCAST 铸造分析软件,基于移动边界法的宏观温度场模型,利用 CAFE (cellular automata finite element)模块模拟铸锭微观组织对比实际晶粒尺寸,验证了模型可靠性;基于热弹塑性模型模拟了铸锭所受的主应力、等效应力以及切应力,分析了热裂纹的产生原因。对铸锭进行热裂纹敏感性判据 HTI (hot tearing indicator)分析,结果表明,沿半径方向距离边缘约 40 mm 处裂纹倾向性最大且成环状,与实际铸锭中的裂纹位置和形状一致。基于第三强度理论,得到了 ϕ254 mm 的 2024 铝合金半连铸最佳工艺区间,铸造温度为 685~695 ℃,铸造速度为 59~62 mm/min。经验证,获得了表面质量良好,无裂纹的 2024 铝合金铸锭。

关键词:2024 铝合金;CAFE;HTI;热裂纹分析

中图分类号:TG146　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2023)12-1100-09

Numerical Simulation of Solidification Process and Hot Crack Formation Mechanism of High Strength and Toughness Aluminum Alloy Semi-continuous Casting

JIANG Kaixi[1], HE Shengping[2], ZHAN Lei[3], WANG Xinzhang[2], YE Qiang[2], YANG Lin[2], WANG Yishan[1], SHAN Changzhi[4], HAO Hai[1,4]

(1. Key Laboratory of Solidification Control and Digital Preparation Technology (Liaoning Province), School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China; 2. SDIC Ningxia Qingtongxia New Material Co., Ltd., Qingtongxia 751603, China; 3. SPIC Aluminum & Power Investment Co., Ltd., Yinchuan 750003, China; 4. Ningbo Institute of Dalian University of Technology, Ningbo 315016, China)

Abstract: Hot cracking easily occurs in the semi-continuous casting of 2024 aluminum alloy, further seriously affecting its industrial production and comprehensive performance. Numerical simulation technology is an important method to solve the problem of hot cracks. The CAFE (cellular automata finite element) module of ProCAST casting analysis software was used to simulate the solidification microstructure. First, the macroscopic temperature field of the semi-continuous casting process is simulated by the moving boundary method. Macroscopic temperature fields are used for microstructure simulation. The actual grain size is consistent with the simulated grain size. Therefore, the model is proven to be reliable. Principle stress, equivalent stress and shearing stress on the ingot were simulated based on the thermo-elasticity model. The causes of cracks were analysed by stress field simulation. In addition, the hot tearing indicator (HTI) was used to judge the crack tendency in ProCAST. The results show that the cracking tendency is greatest along the radius direction at a distance of

收稿日期:2023-10-17

基金项目:国家自然科学基金(52171030);校企合作项目(GDTXCL-QYGL-kjcx-2022-002)

作者简介:姜凯曦,1998 年生,硕士研究生.研究方向为高强韧铝合金成型制备过程数值模拟.Email: 2272213630@qq.com

通讯作者:郝　海,1969 年生,教授.研究方向为铝/镁合金成型制备、凝固控制与晶粒细化、多孔金属设计制备、铸造及热处理过程数值模拟与集成计算等.Email: haohai@dlut.edu.cn

引用格式:姜凯曦,何生平,詹磊,等.高强韧铝合金半连铸凝固过程数值模拟及热裂纹形成机理研究[J].铸造技术,2023,44(12):1100-1108.

JIANG K X, HE S P, ZHAN L, et al. Numerical simulation of solidification process and hot crack formation mechanism of high strength and toughness aluminum alloy semi-continuous casting[J]. Foundry Technology, 2023, 44(12): 1100-1108.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

approximately 40 mm from the edge and in a ring shape. The crack location and shape in the simulated ingot are consistent with those in the actual ingot. Based on the third strength theory, the optimal process of semi-continuous casting of 2024 aluminum alloy with ϕ254 mm was explored. A casting temperature of 685~695 ℃ and a casting speed of 59~62 mm/min are the most reasonable process parameters. After test verification, 2024 aluminum alloy ingots with good surface quality and no cracks are obtained.

Key words: 2024 aluminum alloys; cellular automata finite element; hot tearing indicator; hot crack analysis

2024 高强韧铝合金具备小比重、高比强度、高耐蚀性，以及加工性能优良等优点，广泛应用于新能源装备、海上装备以及航空航天工业等领域。目前铝合金原始料坯主要通过直接水冷的半连续铸造法获得，然而高强韧铝合金在生产过程中由于半固态区域较大、液穴较深、糊状区范围大容易产生铸造裂纹缺陷，影响铸锭的后续加工[1]。

国内外学者围绕铸锭热裂纹开展了多方面的研究，主要研究手段有两种：①通过试验的方式分析；②对铸锭宏观温度场与应力场进行耦合计算，分析裂纹产生的原因，并利用数值模拟技术进行工艺寻优。Barral 等[2]研究了半连续铸造收缩变形过程对于铸锭质量的影响。Nagumi 等[3]通过对铝合金在糊状区的拉应力行为来预测铝合金半连续铸造过程中的裂纹倾向。胡仕成等[4]用数值模拟软件 MARC 对 7050 铝合金半连续铸造进行研究，探讨了不同铸造速度及铸造温度对于主应力的影响。Luo 等[5]研究了半连续铸造中 2024 铝合金宏观偏析对热应力的影响。

铝合金铸锭半连铸凝固过程是多尺度、多维度的，影响因素众多。半连铸工艺参数是否合理直接影响铸锭的质量，基于数值模拟的方式实现工艺寻优，是改善铸锭质量的重要途径，而计算模型的准确性是数值模拟发挥作用的关键之一。建立符合实际情况的边界条件是保证模型准确性的重要前提，中南大学胡谦谦[6]通过试验方法对半连铸过程中一冷区和二冷区的换热系数进行测定并矫正了模型，然后基于 MiLE 算法分析了铸造温度及铸造速度对应力的影响。随着模拟技术从宏观到微观的逐步深入，凝固组织模拟也取得了重大突破。除了测定换热系数验证模型的准确性外，通过模拟微观组织晶粒形貌与大小对比实际晶粒尺寸形貌与大小，确定边界条件也是一种有效验证模型的方法。元胞自动机法(cellular automata, CA)是借助计算机随机取样，建立的数学概率模型[7-8]。Rappaz 等[9]在 CA 模型的基础上研究了晶粒形核长大机制，结合非均质形核和枝晶生长动力学，预测了柱状晶转变成等轴晶的过程。而后他们将 CA 模型与宏观有限元(finite element, FE)相结合提出了新的模拟晶粒生长的耦合模型 CAFE 模型，首次实现了宏观温度场的计算与微观组织结合。Kermanpur 等[10]运用 CAFE 模型，模拟了叶片定向凝固的微观组织演变过程。

目前，少有学者研究微观组织验证模型可靠性的工作。因此，本文应用 ProCAST 铸造分析软件中 CAFE 模块，基于非均匀形核、生长动力学和优先生长方向理论[11]模拟微观组织，并通过对比实际晶粒形貌及尺寸验证模型的可靠性，以此模型基于 ProCAST 的 MiLE 算法对现有工艺产生环状裂纹的原因进行分析，通过 HTI(hot tearing indicator)验证了工艺优化的有效性。

1　实验材料与方法

1.1　2024 铝合金铸锭制备

熔炼原料：电解铝液、99.7%(质量分数，下同)的工业纯铝、工业纯镁，Al-50%Cu 中间合金、Al-10%Cr 中间合金、Al-20%Mn 中间合金、Al-20%Zn 中间合金、Al-30%Si 中间合金。同时准备精炼剂六氯己烷(用量 2 kg/t)和铝钛硼细化剂(用量 1.5 kg/t)。

打开熔炼炉控制电源，设置熔化温度为 750 ℃，用石墨转子进行除气，石墨转子转速：350 r/min，除气时间为 10 min。氩气压力为 0.4 MPa。

水温上限为 50 ℃，稳定阶段水流量 200 L/min，稳定阶段铸造速度 65 mm/min，铸造温度为 690 ℃。最后获得直径为 254 mm 的铸锭。实验设备及工艺过程如图 1 所示。

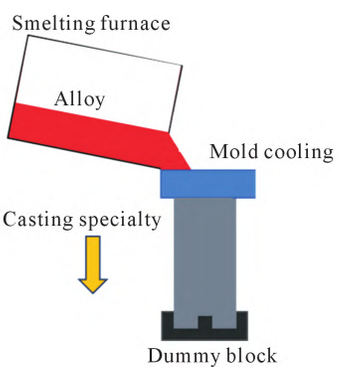

图 1　2024 铝合金半连铸工艺流程

Fig.1　Semi-continuous casting process of 2024 aluminum alloy

1.2　铸锭表面形貌观察及成分分析

选取铸锭中心处、1/2 半径处、边缘处切取样片，

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

取样位置如图 2 所示。采用 IMM 5000 光学显微镜(OM) 观察铸锭晶粒形貌及大小，观察裂纹尖端形貌。使用 XRF-1800 型 X 射线荧光光谱仪进行元素成分分析。

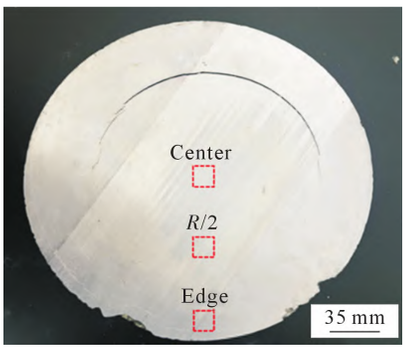

图 2 取样位置
Fig.2 Sampling location

如表 1 所示，从铸锭中心到边缘处，成分较均匀未发生明显偏析。图 3a 为距离铸锭底部 600 mm 处切取的横截面，可以看到距离铸锭边缘约 40 mm 处出现环状裂纹，裂口宽度约 1 mm。图 3b 为环状裂纹尖端的显微组织图，观察到裂纹扩展路径曲折。图 3c~d 为图 3b 的局部放大图，发现裂纹沿晶界方向分布在基体上，为热裂引起的环状裂纹。热裂的原因可能是铸造速度、温度等工艺不合理，因此本文借助数值模拟手段分析热裂纹产生的原因。

2 凝固组织模拟验证

2.1 数学模型

基于移动边界法及导热微分方程计算宏观温度场，采用 CA 算法与 FE 相结合计算 2024 铝合金半连铸的微观组织。在凝固组织模拟中使用 Rappaz 等[9]提出的高斯分布的连续形核模型。生长模型使用较有代表性的枝晶尖端生长动力学模型(KGT)，考虑了溶质再分布与形核过程的随机性。

2.1.1 形核模型

采用高斯分布的连续生长模型，该模型对形核问题进行了合理简化，未考虑孕育时间的影响，即晶核为瞬间出现，需要有足够的过冷[12]。该模型可以用下式表示：

$$\frac{dn}{d(\Delta T)}=\frac{N_{\mathrm{m}}}{\sqrt{2\pi}\,\Delta T_{\mathrm{s}}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\Delta T-\Delta T_{\mathrm{m}}}{\Delta T_{\mathrm{s}}}\right)\right] \tag{1}$$

式中，ΔT 为过冷度，℃；dn 为过冷度引起的晶粒密度增加；ΔT_{m} 为平均形核过冷度(average undercooling)，℃；ΔT_{s} 为形核过冷度标准差(standard deviation)，℃；N_{m} 为最大晶核密度(maximum number of nuclei)，m^{-3}。

2.1.2 生长模型

晶粒生长主要通过自由生长和定向生长两种方式。自由生长形成等轴晶，是因为在自由生长条件下，空间上各个方位过冷度相同。定向生长会形成柱状晶。本文采用 KGT 模型[13]，该理论基于与热、溶质扩散相同的连续理论，同时考虑其他一些如毛细现象、不同固相之间的局部平衡、高冷却凝固可能产生的动力学效应的影响。成分过冷通过用下式(2)表示：

$$\Delta T_{\mathrm{c}}=m(c_0-c^*)=mc_0\left[1-\frac{1}{1-(1-k_1)\mathrm{Iv}(\mathrm{Pe})}\right] \tag{2}$$

式中，ΔT_{c} 为枝晶尖端的过冷度；m 为液相线斜率；c_0 为合金的初始浓度；c^*是枝晶尖端液相浓度；k_1 为平衡分配系数；Pe 为溶质的 Peclet 数；Iv(Pe)为 Peclet 数的 Ivantsov 函数。

表1 2024铝合金不同位置化学成分
Tab. 1 Chemical composition at different positions of the 2024 aluminum alloy

(mass fraction/%)

位置	Cu	Mg	Mn	Si	Zn	Cr	Fe	Al
中心	3.86	1.10	0.65	0.12	0.03	0.04	0.26	Bal.
1/2 半径(R)	4.04	1.15	0.65	0.07	0.03	0.04	0.27	Bal.
边缘	4.02	1.16	0.65	0.11	0.03	0.04	0.27	Bal.

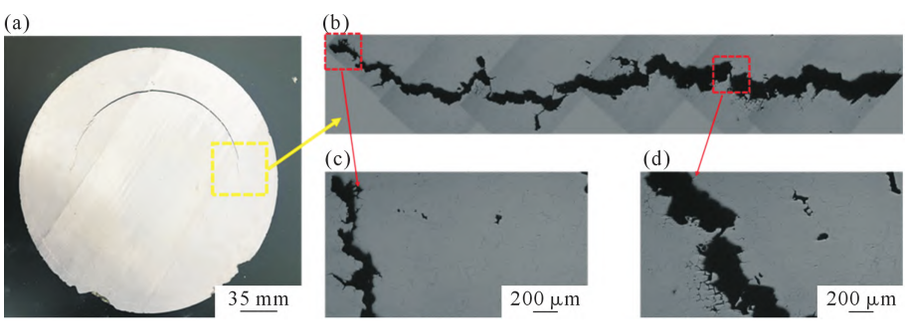

图 3 环状裂纹：(a) 环状裂纹宏观形貌，(b) 裂纹尖端形貌，(c) 裂纹末端，(d) 裂纹尖端中部
Fig.3 Annular crack: (a) macroscopic morphology of annular crack, (b) crack surface profile, (c) crack tip, (d) middle of crack tip

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

实际计算中为了提高效率，通常使用修正的KGT模型表达式(3)

$$v(\Delta T)=a_2\Delta T^2+a_3\Delta T^3 \tag{3}$$

式中，a_2、a_3为生长动力学参数；ΔT为枝晶尖端总过冷，℃。a_2、a_3通过式(4~5)获得：

$$a_2=\frac{D}{\pi^2\Gamma(1-k)mc_0} \tag{4}$$

$$a_3=\frac{kD}{\pi^3\Gamma[(1-k)mc_0]^2} \tag{5}$$

式中，m为液相线斜率，K/(wt·pct)；k为溶质分配系数，J/(K·mol)；Γ为Gibbs-Thompson系数，K·m；c_0为合金初始浓度，%。

由文献[14-16]及ProCAST数据库，可知Gibbs-Thompson系数$\Gamma=2.41\times10^{-7}$。表2为凝固组织数值模拟计算参数。

表2 凝固组织数值模拟计算参数
Tab. 2 Calculation parameters for the numerical simulation of the solidification structure

参数	符号	数值
Gibbs-Thompson 系数	Γ	2.41×10^{-7}
平均形核过冷度	ΔT_m	5
形核过冷度标准差	ΔT_s	1
最大晶核密度	N_{max}	2.0×10^{10}

2.2 几何模型

由于圆锭的中心对称结构，为了加快计算速度，如图4所示在建模时取圆锭1/4处进行模拟计算，三维网格模型如图4所示。模型由引锭头、热顶、结晶器、铸锭组成。结晶器高度55 mm，铸锭直径254 mm，铸锭长度1 000 mm，利用ProCAST软件对三维模型进行网格划分。二维网格数为2277个，三维网格数为14693个。CAFE模块是基于温度场进行微观组织模拟，所以首先使用移动边界法对宏观温度场进行模拟，再进行微观组织模拟。

2.3 初始条件设定

与实验方法中铸造工艺相对应，到达热顶处金属液温度为690 ℃，铸造速度分段设置初始阶段为45 mm/min，稳定阶段为65 mm/min。模型建立好之后，导入到ProCAST中，进行材料添加以及边界条件定义。移动边界条件利用ProCAST中User function定义。

表3为通过热物性参数计算软件JMatPro、ProCAST自带数据库及文献[14,17-21]建立的2024铝合金材料数据库。

表3 2024铝合金热物性参数
Tab.3 Thermal properties of 2024 aluminum alloy

温度/℃	密度/(g·cm^{-3})	泊松比	导热率/(W·m·K^{-1})	杨氏模量/GPa
650	2.60	0.48	83.94	0
600	2.70	0.42	104.44	1.34
500	2.81	0.34	156.73	41.25
400	2.85	0.34	154.41	63.92
300	2.88	0.34	149.92	69.36
200	2.90	0.33	143.95	74.28
100	2.92	0.32	135.63	78.69
50	2.93	0.32	131.29	80.70

热顶作为绝热模型，换热系数h取值为0。引锭头与金属液的换热系数随温度降低以及金属液由液相转变为固相而降低，因此初始阶段h=2 000 W/(m^2·K)，当温度为200 ℃时，h=150 W/(m^2·K)。使用Use function对二冷区换热进行编译，建立换热系数与温度的函数。移动边界条件利用ProCAST中User function定义，建立时间和铸锭速度的关系。

2.4 模拟与试验结果分析

观察图5a~c微观组织为等轴晶，晶粒尺寸从中心向边缘逐渐变小，即中心处晶粒较粗大，边缘处晶粒组织较细小。图5d~f为中心处、R/2位置以及边缘处凝固组织模拟图。对铸锭边缘处、R/2、中心处计算得到了铸锭的平均晶粒尺寸大小。图6为晶粒尺寸对照图，即边缘处晶粒尺寸为78 μm、R/2处晶粒尺寸为127 μm、中心处160 μm；模拟得到边缘处晶粒尺寸为81 μm，R/2处晶粒尺寸为138 μm、中心处168 μm。图5~6所示模拟结果与试验结果吻合度较好。

3 热裂纹产生原因分析

在凝固冷却过程中，产生的拉应力阻碍了铸件的收缩。铸造应力分为2种，第1种为临时应力，由

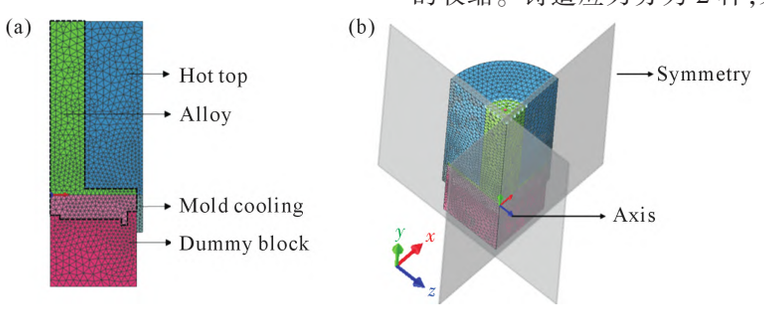

图4 几何模型的网格划分
Fig.4 Geometric meshing

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

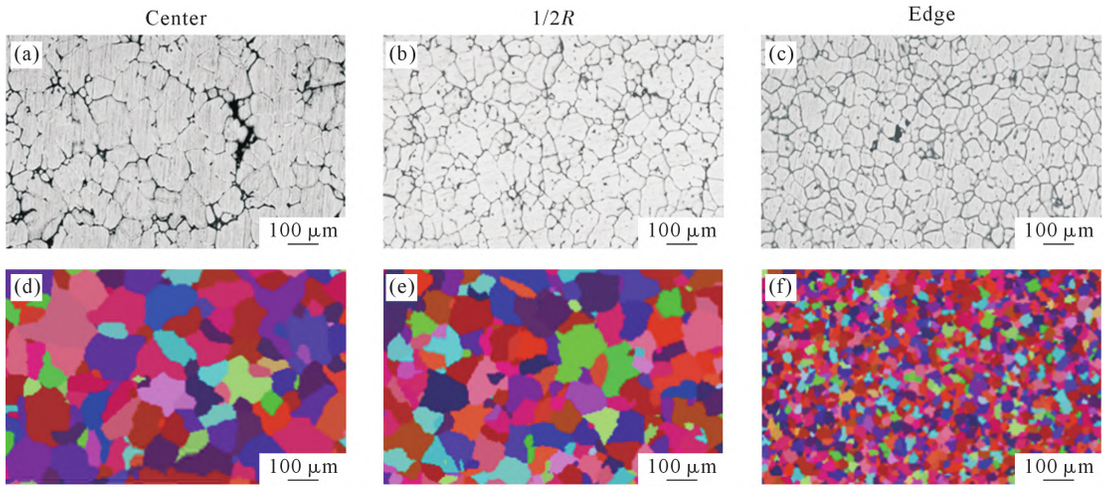

图 5 实际与模拟晶粒形貌对照图:(a~c) 中心、1/2*R* 及边缘处金相图,(d~f) 中心、1/2*R* 及边缘处凝固组织模拟图

Fig.5 Comparison of actual and simulated grain morphology: (a~c) OM image at the center, 1/2*R* and edge, respectively, (d~f) simulation diagram of the solidification structure at the center, 1/2*R* and edge, respectively

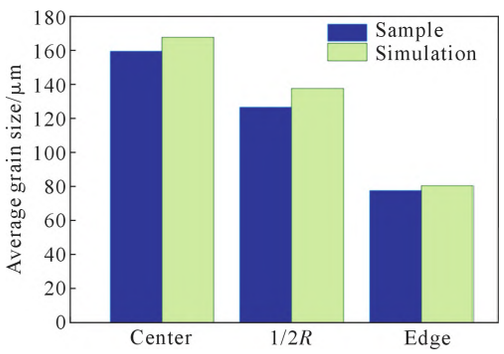

图 6 实际与模拟晶粒尺寸对照图

Fig.6 Comparison between the actual and simulated grain

于冷却前期产生压应力，冷却后期产生拉应力,当二者相互抵消时,临时应力消失。第 2 种为残余应力,即在铸造过程结束后还会剩余一部分不会消失的应力,并且保留在铸件中。热应力是残余应力的一种，是铸件各个部位冷速不同引起的收缩量不同，导致各部分之间相互制约从而产生的应力,是铸件产生热裂纹的主要原因。

3.1 热弹塑性模型本构方程

一般来说，将物体看成由无数个微小单元组成,当物体温度变化时,若任意一个微小单元因为热胀冷缩发生变形,其他相邻单元都会对该单元进行制约,从而产生热应力。有限元软件分析中,力学模型主要有热弹性模型、刚性模型、热弹塑性模型、Perzyna 模型。热弹塑性模型综合考虑凝固过程中材料的受力情况,当热应力较小时,材料未发生屈服,满足广义胡克定律,处于弹性阶段;当热应力较大时,材料发生屈服,处于塑性阶段[22]。

物体温度发生变换时，应力应变的相互关系可以用下式表示：

$$\{\sigma\}=[D]_e\{\varepsilon_e\} \tag{6}$$

式中,$\{\sigma\}$为弹性应力;$\{\varepsilon_e\}$为弹性应变;$[D]_e$ 为弹性模量矩阵。应变和位移之间的关系通过下式表示：

$$\{\varepsilon\}=[B]\{\delta\} \tag{7}$$

式中,$\{\delta\}$为节点位移列阵;$[B]$为应变-位移矩阵。由以上两式得到：

$$\{\sigma\}=[D]_e[B]\{\delta\} \tag{8}$$

等效应力通过下式表示：

$$\overline{\sigma}=\frac{\sqrt{3}}{2}\sqrt{(\sigma_1-\sigma_2)^2+(\sigma_2-\sigma_3)^2+(\sigma_3-\sigma_1)^2} \tag{9}$$

式中,σ_1、σ_2、σ_3 为 3 个主应力。

在弹塑性模型中，弹性模型应力和弹性应变增量仍然符合式(6),因此模型应力和应变增量可以表示为：

$$\{d\sigma\}=[D]_e(\{d\varepsilon\}-\{d\varepsilon_p\}-\{d\varepsilon_T\}) \tag{10}$$

式中,$\{d\varepsilon\}$为应变增量;$\{d\varepsilon_p\}$为塑性应变增量;$\{d\varepsilon_T\}$为热应变增量。

3.2 铸造过程应力场模拟

图 7 为铸造速度 65 mm/min，铸造温度 690 ℃时平均主应力分布情况。图 7a 中可以看出,铸锭外层平均主应力为负值因此为压应力,内部受拉应力。金属液具有热胀冷缩的性质，铝液通过流槽经过热顶,浇入结晶器中,金属液经过结晶器中的一冷区冷却后形成具有一定厚度的初始凝壳，受到了圆心方向的压应力。同时,由于内外冷速不同,产生温度差,当温度逐渐降低时,中心铝液发生凝固收缩,完全凝固区与半固态区必然阻碍金属液的收缩，因此铸锭中心受拉应力作用[23]。

等效应力考虑了第 1、2、3 主应力，通过数值以及颜色可以直观地找到应力最大区域。从图 8a 可知,铸锭边部最大等效应力为 119 MPa,距离铸锭边部约 40 mm 处最大等效应力为 129 MPa,中心最大

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

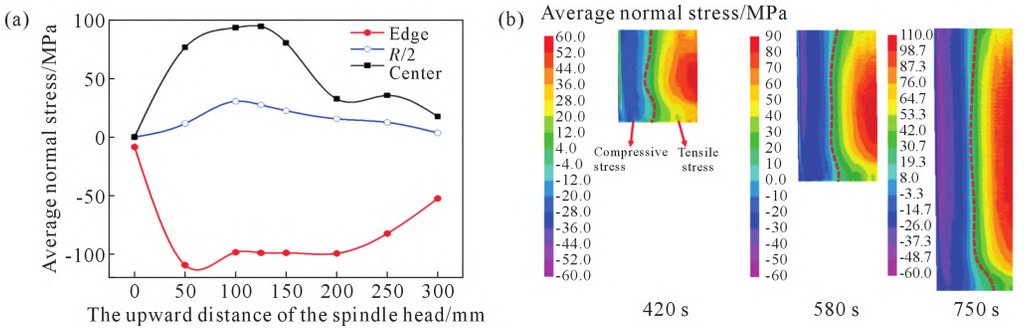

图 7 铸造过程中平均主应力分布：(a) 同一横截面不同位置主应力值，(b) 不同时间纵截面主应力值

Fig.7 Principal stress distribution during the casting process: (a) principal stress values at different positions of the same cross section, (b) average normal stress value of the vertical section at different time

等效应力为 101 MPa。图 8b 为等效应力分布图。由于铸锭在不断向下运动的过程中，铸锭温度随冷却作用逐渐降低，由于凝固收缩作用，表层所受到的压应力逐渐增大，已经凝固部分阻碍心部的收缩，心部产生向外拉伸的力，并且随着铸造过程的进行所受到的拉应力逐渐增大，导致圆锭中心产生裂纹。铸锭从边缘向半径方向约 40 mm 区域，由于温度比表面温度高，屈服强度随着温度的升高而降低，因此材料在高温下更容易被破坏。在铸锭受拉伸区域，则有可能产生内部环状裂纹。实际生产中，环状裂纹的产生，与模拟结果相符。

3.3 基于 HTI 裂纹判据的模型准确性验证

基于 JMatPro 软件计算以及金属手册[24]可知 2024 铝合金屈服强度，由第三强度理论[25]可知，复杂应力状态危险的标志是最大切应力达到该材料简单拉、压应力的极限，当最大切应力达到单向应力状态下的极限切应力时，材料就会发生屈服破坏。半连铸过程中切应力模拟结果显示，距离铸锭边缘约 40 mm 处(产生环状裂纹的位置)的切应力最大为 75 MPa，温度在 410~510 ℃时，完全凝固区与半固态区的交界处容易产生热裂纹，由图 9a 可知，中心处与边缘处的剪切应力小于 2024 铝合金在该温度的屈服强度，裂纹处 2024 铝合金剪切应力大于屈服强度。基于热裂纹敏感性分析理论(hot tearing susceptibility, HCS)可知[26-27]，中心金属液距离产生环状裂纹处位置较远，导致产生的微裂纹无法及时得到相应补缩，随着温度的降低，裂纹逐渐扩展形成环状裂纹。Guo 等[28]基于热传导方程、热力学模型、应力应变本构模

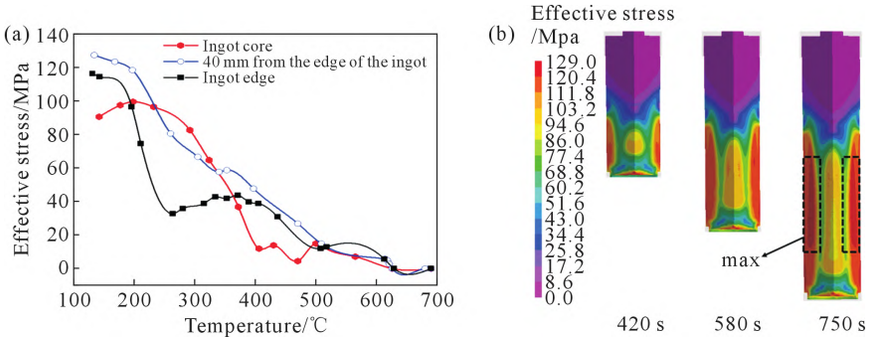

图 8 铸造过程中等效应力分布：(a) 等效应力随温度变化，(b) 等效应力随时间变化

Fig.8 Distribution of equivalent stress during the casting process: (a) diagram of equivalent stress changed with temperature, (b) diagram of equivalent stress changed with time

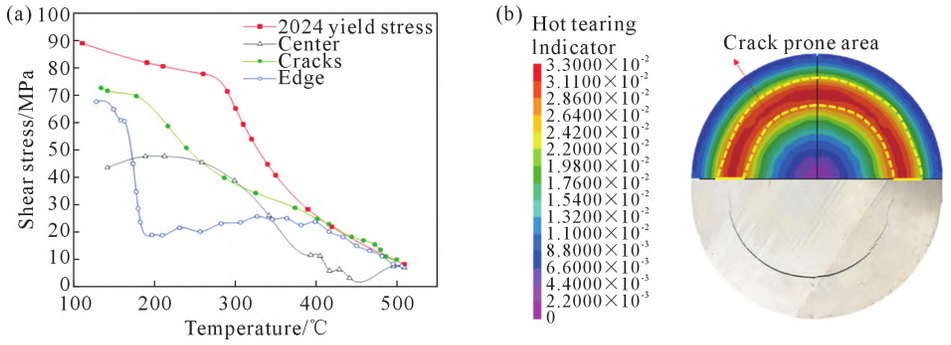

图 9 热裂纹敏感性判据图：(a) 剪切应力随时间变化，(b) 裂纹倾向性模拟结果与铸锭环状裂纹对比

Fig.9 Hot crack sensitivity criterion diagram: (a) shear stress changed with time, (b) crack tendency simulation results compared with the annular crack of the ingot

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

型，通过在模拟过程中综合考虑物理性质、凝固特性、热力学参数、机械性能等因素，建立了热裂纹敏感性判据HTI，可以预测材料在铸造过程中是否容易产生热裂纹，并且通过实验证明了判据的可靠性。如图9b所示，基于ProCAST裂纹倾向性分析的HTI裂纹判据，径向距离铸锭边缘38~43 mm处产生裂纹的倾向性较大，且呈环状。

4　不同工况下模拟结果分析

为了改善铸锭质量，研究了温度、速度对凝固过程温度场以及应力场的影响，综合分析液穴深度以及切应力的分布，得到优化工艺，见表4。

如图10a所示，液穴为结晶器内自由液面到凝壳位置的距离。如图10b所示，铸造速度是影响液穴深度的主要因素，随着铸造速度的增加，液穴加深。这是由于铸造速度越快，铸锭横向方向以及垂直于铸锭方向的冷却效率越低，铸锭沿引锭头移动方向的温度梯度越大，使中心层收缩困难，导致铸锭内部拉应力较大，容易产生中心裂纹[29]。

表4 不同工况条件

Tab.4 Different working conditions

工艺序号	铸造温度/℃	铸造速度/(mm·min^{-1})
工艺1	680	59、62、65
工艺2	685	59、62、65
工艺3	690	59、62、65
工艺4	695	59、62、65

如图11a所示，不同铸造温度下，切应力相差不大，由上文可知，由于铸造温度变化较小，在该温度范围的铸造温度对于液穴深度的影响较小，不同铸造温度下铸锭的温度梯度变化不大。铸造速度对切应力的影响较大，当铸造速度较大时，铸锭横向的温度梯度增大，径向收缩不断增大表面压应力不断增大，心部收缩更加困难，心部拉应力逐渐增大，容易产生环状裂纹、中心裂纹等缺陷。由图11b可知，当铸造速度为59 mm/min时，切应力小于屈服强度；

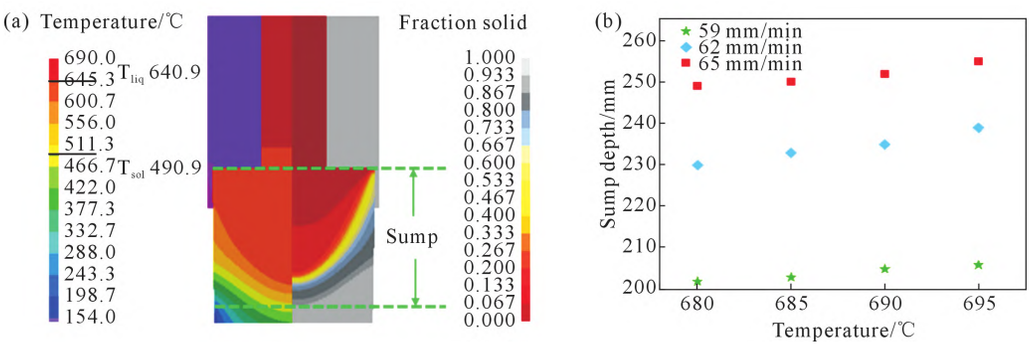

图10　不同工况下的液穴深度：(a) 温度场与凝固场分布以及液穴深度，(b) 不同工况的液穴深度

Fig.10　Sump under different working conditions: (a) temperature field and solidification field distribution and sump depth, (b) sump depth under different working conditions

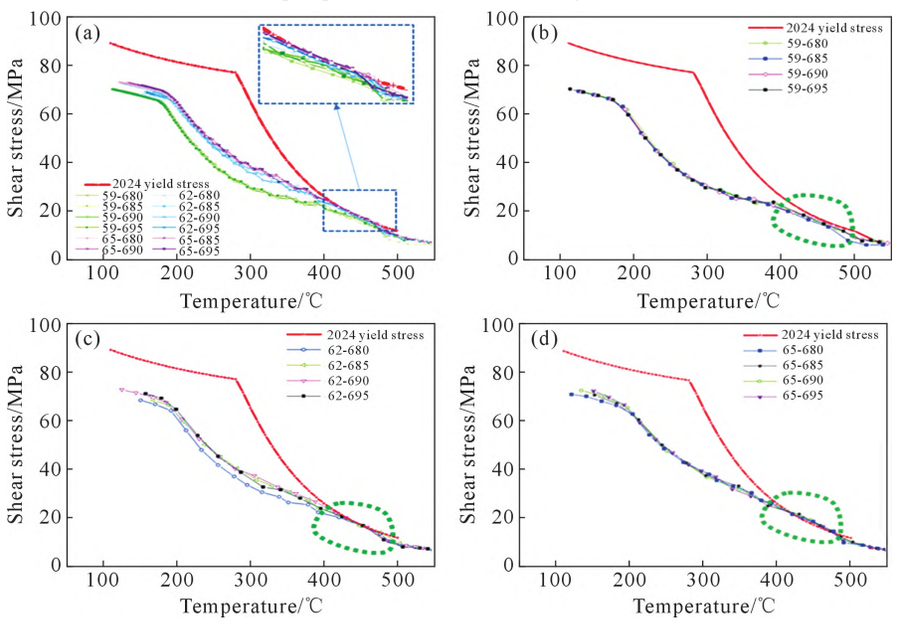

图11　不同工况下切应力分布：(a) 剪切应力汇总，(b) 59 mm/min, (c) 62 mm/min, (d) 65 mm/min

Fig.11　Shear stress distribution under different working conditions: (a) summary of the shear stress, (b) 59 mm/min, (c) 62 mm/min, (d) 65 mm/min

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

当铸造速度为 62 mm/min、铸造温度为 695 ℃切应力小于屈服强度(图 11c)；铸造速度为 65 mm/min 切应力大于屈服强度(图 11d)，容易产生热裂纹。综上所述，685~695 ℃是较为合理的铸造温度，59~62 mm/min 是较为安全的铸造速度。

如图 12 所示，将铸造温度为 690 ℃、铸造速度为 65 mm/min 的 HTI 模拟结果与铸造温度为 695 ℃、铸造速度为 62 mm/min 的 HTI 模拟结果对比，取相同高度，相同位置的横截面，可以发现原工艺产生环状裂纹区域，热裂纹倾向性橙红色范围变小，因此出现裂纹的可能性变小，可以减小环状裂纹的生成趋势[30]。

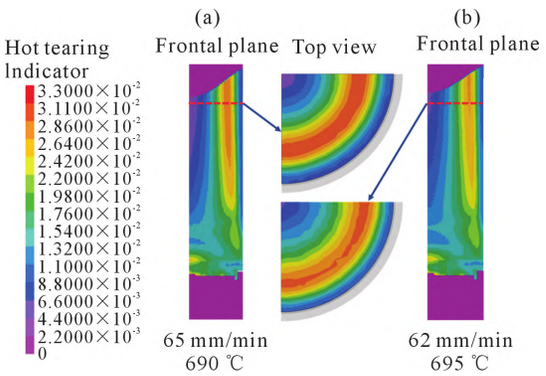

图 12　热裂纹敏感性判断图：(a) 原工况下 HTI 判据图，(b) 优化后 HTI 判据图

Fig.12　Judgment for hot crack sensitivity: (a) HTI criterion diagram under the original working condition, (b) HTI criterion diagram after optimization

对模拟得到的最优工艺(铸造温度为 690 ℃、铸造速度为 62 mm/min)进行现场试验，如图 13 所示。铸造出长 1 000 mm 的 2024 铝合金铸锭，其表面质量良好，无裂纹。

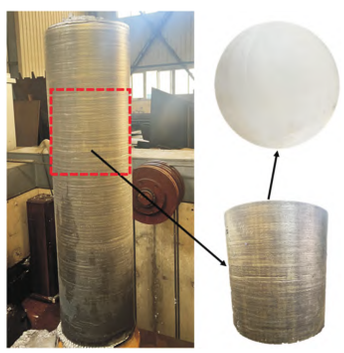

图 13　2024 铝合金铸锭

Fig.13　Ingot of 2024 aluminum alloy

5　结论

(1)通过对校核后的模型边界进行温度场、应力场分析，通过液穴深度、切应力模拟，基于第三强度理论，探索 ϕ254 mm 的 2024 铝合金的半连铸最佳工艺为铸造温度为 685~695 ℃，铸造速度为 59~62 mm/min。

(2)基于 HTI 裂纹判据对模型进行校核，模拟产生裂纹倾向性，得出距离边缘 40 mm 处容易产生热裂纹且呈现环状，与实际铸锭产生环状裂纹位置相符。基于 HTI 热裂倾向性分析进行工艺寻优，优化后铸锭裂纹倾向性有了明显降低。

(3)基于中试半连铸铸造机，对优化后的工艺(铸造温度为 690 ℃、铸造速度为 62 mm/min)进行试验验证，获得表面质量良好、无裂纹的 2024 铝合金铸锭。

参考文献：

[1] 夏大海，计元元，毛英畅，等. 2024 铝合金在模拟动态海水/大气界面环境中的局部腐蚀机制 [J]. 金属学报，2023, 59 (2): 297-308.
XIA D H, JI Y Y, MAO Y C, et al. Localized corrosion mechanism of 2024 aluminum alloy in a simulated dynamic seawater/air interface[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(2): 297-308.

[2] BARRAL P, QUINTELA P. A numerical algorithm for prediction of thermomechanical deformation during the casting of aluminium alloy ingots[J]. Finite Elements in Analysis and Design, 2000, 34 (2): 125-143.

[3] NAGAUMI H, UMEDA T. Prediction of internal cracking in a direct-chill cast, high strength, Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Light Metals, 2002, 2(3): 161-167.

[4] 胡仕成，马维策. 铝合金大铸锭半连铸过程的热应力数值模拟[J]. 机械工程材料，2008, 32(7): 82-86.
HU S C, MA W C. Numerical simulation of thermal stress of large aluminum ingot in semi-continuous casting process[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2008, 32(7): 82-86.

[5] LUO H J, JIE W Q, GAO Z M, 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(5): 1007-1015.

[6] 胡谦谦. 7XXX 铝合金热顶半连续铸造的数值模拟[D]. 长沙：中南大学，2012.
HU Q Q. Numerical simulation of hot-top semi-continuous casting of 7XXX aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University, 2012.

[7] CHEN Y, QI X B, LI D Z, et al. A quantitative phase-field model combining with front-tracking method for polycrystalline solidification of alloys[J]. Computational Materials Science, 2015, 104: 155-161.

[8] WANG Z J, LI J J, WANG J C, et al. Phase field modeling the selection mechanism of primary dendritic spacing in directional solidification[J]. Acta Materialia, 2012, 60(5): 1957-1964.

[9] RAPPAZ M, GANDIN C A. Probabilistic modelling of microstructure formation in solidification processes[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(2): 345-360.

[10] KERMANPUR A, RAPPAZ M, VARAHRAM N, et al. Thermal

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

and grain-structure simulation in a land-based turbine blade directionally solidified with the liquid metal cooling process[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2000, 31: 1293-1304.

[11] 柳百成,许庆彦,熊守美,等. 铸造过程的多尺度模拟研究进展[J]. 机械工程学报,2003, 39(10): 53-63.
LIU B C, XU Y Q, XIONG S M, et al. Progress on multi-scale modeling of casting process[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2003, 39(10): 53-63.

[12] 张帆. 连铸坯凝固过程有限元分析及微观组织模拟[D]. 秦皇岛:燕山大学,2019.
ZHANG F. Finite element analysis and microstructure simulation of continuous casting slab solidification process[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2019.

[13] 屈永豪. 连铸坯凝固过程热应力分析及微观组织模拟[D]. 秦皇岛:燕山大学,2021.
QU Y H. Thermal stress analysis and microstructure simulation of continuous casting slab solidification process[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2021.

[14] 李斌,王恩刚,张红伟,等. Al-Cu 合金凝固微观组织的数值模拟[A]. 2002 年材料科学与工程新进展(下)——2002 年中国材料研讨会论文集[C]. 北京:冶金工业出版社,2002. 515-519.
LI B, WANG E G, ZHANG H W et al. Numerical simulation of solidification microstructure of Al-Cu alloy[A]. The New progress on material science and engineering 2002 (Part II)-Proceedings of the Conference on Chinese Materials, 2002[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002. 515-519.

[15] CHOUDHURY A, REUTHER K, WESNER E, et al. Comparison of phase-field and cellular automaton models for dendritic solidification in Al-Cu alloy[J]. Computational Materials Science, 2012, 55: 263-268.

[16] 陈瑞. 铝合金凝固—热处理全过程微观组织数值模拟及性能预测[D]. 北京:清华大学,2017.
CHEN R. Numerical simulation of microstructureand mechanical property of aluminum alloy during solidification and heat treatment processes[D]. Beijing: Tsinghua University, 2017.

[17] VUŠANOVIĆ I. Macrosegregation of ternary Al-4.5wt-% Cu-1.0wt-%Mg alloy in horizontal direct chill casting: Implementation of non-equilibrium microsegregation model[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2009, 22(1-4): 314-317.

[18] DU Q, ESKIN D G, KATGERMAN L, et al. Modeling macrosegregation during direct-chill casting of multicomponent aluminum alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38: 180-189.

[19] VREEMAN C J, INCROPERA F P. The effect of free-floating dendrites and convection on macrosegregation in direct chill cast aluminum alloys: Part II: Predictions for Al-Cu and Al-Mg alloys[J]. International Journal of Heat and Mass Transfer, 2000, 43(5): 687-704.

[20] WU C S, ZHANG W B, SHI L, et al. Visualization and simulation of plastic material flow in friction stir welding of 2024 aluminium alloy plates[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(6): 1445-1451.

[21] 罗海军,介万奇,高志明,等. 高强韧铝合金半连铸铸锭温度场与应力场数值模拟[J]. 铸造技术, 2014, 35(11): 2455-2460.
LUO H J, JIE W Q, GAO Z M, et al. Numerical simulation of temperature field and stress field of high strength and aluminum alloy in direct-chill casting ingot[J]. Foundry Technology, 2014, 35(11): 2455-2460.

[22] 罗海军. 大型铝合金半连铸铸锭的宏观偏析与应力场数值模拟[D]. 西安:西北工业大学,2018.
LUO H J. Numerical simulation of macrosegregation and stress field in large aluminum alloy ingots during direct-chill casting[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.

[23] 马维策,胡仕成,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.
MA W C, HU S S, YANG Y M, et al. Modeling of semi-continuous casting process for 7050 aluminum alloy ingot[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2008, 28(2): 112-115.

[24] 王祝堂. 铝合金及其加工手册[M]. 长沙:中南工业大学出版社,2000.
WANG Z T. Aluminum alloy and its processing manual[M]. Changsha: Central South University of Technology Press, 2000.

[25] 陈烨开,马雷鸣. 基于最大剪应力理论的本构模型推导[J]. 四川建材,2020, 46(10): 81, 88.
CHEN Y K, MA L M. Research on rock statistical analysis method based on maximum shear stress theory[J]. Sichuan Building Materials, 2020, 46(10): 81, 88.

[26] 王兵,王俊升. 铝合金凝固过程中缺陷预测模型研究进展[J]. 航空制造技术,2022, 65(5): 76-86.
WANG B, WANG J S. Research progress on defect during solidification of aluminum alloys [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2022, 65(5): 76-86.

[27] 张雪. 7050 铝合金圆锭超声铸造微观组织及热裂敏感性研究[D]. 长沙:中南大学,2010.
ZHANG X. Study on microstructure and hot cracking sensitivity of 7050 aluminum alloy round ingot by ultrasonic casting[D]. Changsha: Central South University, 2010.

[28] GUO J, ZHU J Z. Prediction of hot tearing during alloy solidification[A]. Proceedings of the 5th Decennial International Conference on Solidification Processing 2007[C]. Sheffield: University of Sheffield, 2007. 549-553.

[29] 江亚龙. 6061 铝合金热顶半连续铸造数值模拟及性能预测[D]. 赣州:江西理工大学,2016.
JIANG Y L. Numerical simulation and performance prediction of 6061 aluminum alloy hot top semi-continuous casting[D]. Ganzhou: Jiangxi University of Science and Technology, 2016.

[30] 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.
LI L F. Study on mechanical properties of solidification mushy zone and prediction of hot tearing defects in cast aluminum alloy[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2016.

(C)1994-2024 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net