

Au-Pt 合金水冷铜模铸造过程的数值模拟研究

张清杰¹, 邢 辉¹, 胡 锐², 卢建民³, 罗 冬³, 付 全³, 刘 蓝³

(1. 西北工业大学 物理科学与技术学院, 陕西 西安 710072; 2. 西北工业大学 凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072; 3. 云南省贵金属新材料控股集团股份有限公司 贵金属功能材料全国重点实验室, 云南 昆明 650106)

摘要: 引力波探测计划为观测宇宙提供了全新而有效的途径, 有助于揭示宇宙的基本运作规律。本文探究了 Au-Pt 合金作为空间引力波探测的关键组件——“检验质量”的生产工艺, 弥补了 Au-Pt 合金铸造凝固过程多尺度相关研究成果的匮乏。宏观有限元计算结果表明, 在充型初期合金熔体形成强烈对流, 后逐渐趋于平稳在模具内形成环流。在凝固过程中铸件的四周和底部区域呈现出较大的温度梯度, 而铸件的中心区域温度梯度小, 出现了明显的温度分层现象。凝固由底部和四周开始向中心区域推进。在凝固初期, 在铸件表面出现一层细晶, 凝固向铸件内部推进过程中形成柱状晶区, 最终在中心区域形成等轴晶。探究了不同铸造工艺对铸件质量的影响。研究发现, 随着浇注温度的升高, 气隙与压力逐渐减小, 缩松现象得到改善。但当温度提高到一定程度时, 其改善效果会变得不明显。浇注速度的变化直接影响合金熔体的动能与动量, 低速时对流不显著产生温度分层现象和晶粒异常粗化现象, 而适当提高速度则使组织变得更加均匀致密。此外, 模具的换热系数决定了铸件的凝固时间、组织形貌及晶粒数目。

关键词: Au-Pt 合金; 有限元计算; 铸造工艺

中图分类号: TG146.31

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)12-1213-10

Numerical Simulations of the Casting Process of Au-Pt Alloy Water-cooled Copper Mold

ZHANG Qingjie¹, XING Hui¹, HU Rui², LU Jianmin³, LUO Dong³, FU Quan³, LIU Yi³

(1. School of Physical Science and Technology, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 3. State Key Laboratory of Precious Metal Functional Materials, Yunnan Precious Metal New Materials Holding Group Co., Ltd., Kunming 650106, China)

Abstract: The gravitational wave detection program provides a new and effective way of observing the universe, which helps to reveal the basic operating laws of the universe. The production process of a Au-Pt alloy, a key component (“test mass”) for space-based gravitational wave detection, was explored, thus compensating for the lack of research results related to the multiscale solidification process of Au-Pt alloy castings. Macroscopic finite element calculations reveal that the alloy melt experiences strong convection at the beginning of filling and then gradually tends to stabilize, resulting in annular flow in the mold. During the solidification process, the temperature gradient around and at the bottom of the casting is large, whereas the temperature gradient in the center of the casting is small, resulting in an obvious temperature stratification phenomenon. The solidification starts from the bottom and the surrounding area to the center area. In the early stage of solidification, a layer of fine crystals appears on the surface of the casting. During the process of the solidification of the casting advancing inward, the columnar crystal area is formed, and finally, equiaxial crystals are formed in the center of the region. The influence of different casting processes on the quality of castings was explored. With increasing pouring temperature, the air gap and pressure gradually decrease, and the shrinkage phenomenon is improved. However, when the temperature is increased to a certain degree, the improvement effect becomes less obvious. The change in pouring speed

收稿日期: 2025-03-06

基金项目: 国家重点研发计划(2021YFC2202301)

作者简介: 张清杰, 1999 年出生, 硕士生。研究方向为凝固过程多尺度模拟与计算。Email: qjzhang@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 邢辉, 1985 年出生, 博士, 副教授。研究方向为高温合金增材制造过程的多尺度模拟。Email: huixing@nwpu.edu.cn

引用格式: 张清杰, 邢辉, 胡锐, 卢建民, 罗冬, 付全, 刘毅. Au-Pt 合金水冷铜模铸造过程的数值模拟研究[J]. 铸造技术, 2025, 46(12): 1213-1222.

ZHANG Q J, XING H, HU R, LU J M, LUO D, FU Q, LIU Y. Numerical simulations of the casting process of Au-Pt alloy water-cooled copper mold[J]. Foundry Technology, 2025, 46(12): 1213-1222.

directly affects the kinetic energy and momentum of the alloy melt. The flow is not obvious when a low speed produces a temperature stratification phenomenon and a grain coarsening phenomenon, whereas an appropriate increase in speed makes the organization more uniform and denser. In addition, the heat transfer coefficient of the mold affects the solidification time, microstructure morphology and number of grains in the sample.

Key words: Au-Pt alloy; finite element calculation; casting process

引力波是爱因斯坦基于广义相对论的重要理论预言。2015年,美国的地面激光干涉天文台(laser interferometer gravitational-wave observatory, LIGO)观测到引力波存在的实验证据。此后,世界各国始终未停止引力波探测装置的研发制造工作^[1-2]。Au-Pt合金具有超低磁化率与优异力学性能,在空间科学卫星重力测量等领域备受瞩目,其低磁化率、高密度、高硬度、高电导率、高导热性和良好的化学稳定性可以抑制宇宙温度涨落、静电干扰和磁场扰动对惯性传感器的影响^[2-3]。Au-Pt合金的磁性能和力学性能由成分主导,也可通过组织结构进行调控^[4-5]。Ebert等^[6]发现随着Pt含量的提升,合金的磁性表现出由抗磁性向顺磁性的转变,强度呈先增加后减小的趋势。尤其当Pt含量维持在24%~36%的区间内时,Au-Pt合金表现出较低的磁化率以及优异的力学性能,这使其成为在空间科学等领域成为理想的候选材料^[3]。因此,如何生产出高品质的Au-Pt合金铸件就成了一一个迫切需要解决的难题。Au-Pt合金价格的昂贵,相关的研究较为匮乏^[7],通过数值模拟计算技术可以对整个制备过程进行多维度观测,并且可以通过改变工艺参数探究出有效减少铸造缺陷改善组织形貌的相关科学机制,从而确保通铸件的质量并延长其使用寿命^[8]。

近年来,Au-Pt合金铸造工艺研究主要在于合金成分调控与材料强化两个方面。针对成分偏析问题,高频感应炉结合多道次轧制及固溶处理可优化元素分布^[9],而真空电弧重熔(vacuum arc remelting, VAR)技术通过熔速调控减少局部偏析^[10]。工艺方面,电化学法合成的金铂纳米粒子(Au:Pt=3:1)在催化领域展现优异性能^[11]。材料强化方面,调幅分解技术可显著提高金铂合金的比例极限和加工硬化速率,但需通过晶界沉淀控制改善沿晶断裂问题^[12]。本研究创新性地构建了金铂合金铸造过程热-流-微观组织跨尺度耦合模型,对于Au-Pt合金铸造具有指导意义,具有明确的工程应用价值。

不少研究者通过数值模拟方法来预测铸件生产过程中出现的铸造缺陷,并优化铸件的铸造工艺^[13]。吴琪琪等^[14]基于铸造缺陷开展一系列正交试验对工艺参数进行了多目标优化,得到无缩松缩孔缺陷铸件。Xu等^[15]借助MAGMASOFT软件,通过精细调

控陶瓷模具的温度相关热性能参数,并将其拟合成铸件凝固曲线,实现了对铸件凝固收缩率的高精度预测,提升了仿真模拟的精确性与可靠性。Wang等^[16]采用有限元分析方法,模拟了Be-Al合金支架铸件在真空熔模铸造过程中的流场与温度场动态变化,并基于此进行了工艺参数的优化,最终确定了最优的铸造条件。Kwon等^[17]通过应用CAE仿真技术于家用电器压铸工艺设计中,实现了对铸造过程中合金熔体充型与凝固阶段问题的精准高效预测,保障成品铸件的质量。张颖等^[18]数字孪生技术通过3D打印与模拟结合,实现了铸造系统的虚拟-物理闭环优化,开发的集成系统可一次性制备多种标准试样,并通过数字孪生优化晶粒均匀性,使加工余量减少30%,研发周期缩短40%。Hu等^[19]将铸造过程模拟从单一温度场扩展到热-流-应力多场耦合分析,对Cu-3Ti-0.2Fe合金的研究表明,通过热-流耦合模型可精准预测不同冷却条件下的凝固速率及晶粒形态。

本研究利用ProCAST软件针对Au-Pt合金凝固过程在时间和空间上进行多尺度描述,解决了Au-Pt合金铸造凝固过程中难以直接观测的问题,探究铸造工艺对铸件质量的影响,从而对实际生产中优化制备工艺改善铸件质量进行指导。

1 铸件工艺分析

1.1 铸件结构

贵金属铸造技术采用顶注式浇铸,如图1a所示。铸件基本结构为圆柱形,铸件材料为Au-27%Pt(质量分数,下同),圆柱底面直径50 mm,高度127 mm。浇注过程中流场是非轴对称的,所以无法使用较为节约计算时间的对称切割模型,所有的几何体均使用完整模型。把各个零件的体网格在软件自带的网格装配器中进行装配,对铸锭、模具采用三角形网格进行面网格、体网格有限元划分,如图1b所示。由于浇口与模具顶部是一个公共面,进行网格划分前,首先对这些重叠的表面进行精细修正,确保后续网格化过程能顺利进行。构建体积网格前,先进行面网格划分,针对铸件区域实施更为细致的网格划分,以增强模拟的精确性,同时,在模具部分则采用较为稀疏的网格划分,使得计算效率与精度平衡。最终形成既无缺陷单元又无负雅格比问题的体网格。本研究网

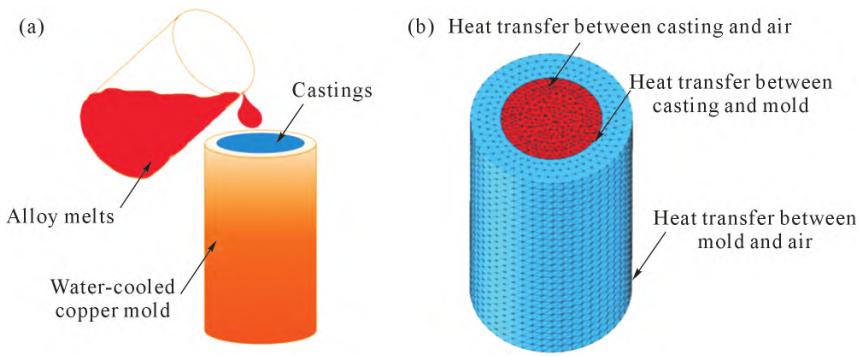


图 1 铸造工艺与建模:(a) 铸造工艺示意图;(b) 网格划分示意图

Fig.1 Casting process and modelling: (a) schematic diagram of the casting process; (b) schematic diagram of meshing

格节点数目为 175707, 面网格数量为 68780, 体网格为 897788。

1.2 参数选取

铸造采用水冷铜模, 该模具的热物理性能参数值通过结合 ProCAST 软件自带的材料数据库与材料性能计算功能获得。本研究所使用的 Au-27%Pt 合金热物理参数如表 1 所示。由于凝固过程中铸件内部温度非均匀分布, 导致原子与分子振动强度差异, 改变热量传递机理, 使温度场波动。这种不均引发热应力, 导致铸坯形变, 并形成复杂反系统。同时, 合金与模具壁间可能形成阻碍热量传递的气隙, 影响温度场。这些机制使热物性参数随温度变化动态调整^[20], 如图 2 所示。针对浇铸过程所涉及的模具-合金、合金-空气、模具-空气界面, 本项研究设定换热系数分别为 700、30 和 50 W/(m²·K)^[21]。此外, 铸造工艺参数如表 2 所示。

表1 Au-27%Pt合金热物性参数
Tab.1 Thermophysical parameters of the Au-27 wt.% Pt alloy

Parameters	Value	Unit
Density	20 000	kg/m ³
Liquid phase line temperature	1 300	°C
Solid phase line temperature	1 100	°C
Solute equilibrium partition coefficient	1.3~1.9	-
Coefficient of thermal expansion	5.88×10 ⁻⁵	-
Solute expansion coefficient	1×10 ⁻⁶	-
Dynamic viscosity	0.000 45	kg/(m·s)
Surface tension	1.372 5	N/m
Latent heat	63.37	kJ/kg

2 实验结果及讨论

2.1 铸造过程数值模拟

铸造产生的缺陷如气体卷入、杂质引入、浇注不足、冷隔现象等, 多来自于金属熔体在填充模具阶

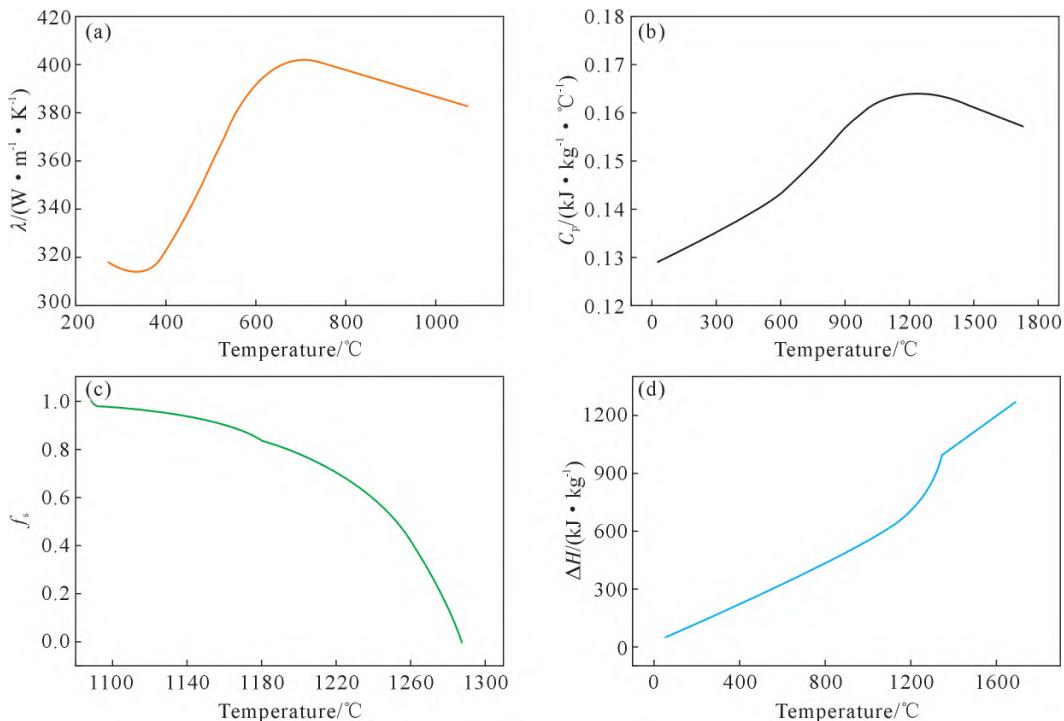
图 2 热物性参数随温度变化曲线:(a) 热导率;(b) 比热;(c) 固相率;(d) 热焓^[21]Fig.2 Curves of the thermophysical parameters as a function of temperature: (a) thermal conductivity; (b) specific heat; (c) solid fraction; (d) enthalpy^[21]

表 2 铸造工艺参数
Tab.2 Casting process parameters

Experimental group	Casting speed /(kg·s ⁻¹)	Casting temperature /°C	Heat transfer coefficient/(W·m ⁻² ·K ⁻¹)	Supercooling of nuclei/°C	Karyotic density /m ⁻³
Original experiment	0.3	1 550	700	15	7×10 ⁸
Casting speed 1	0.1	1 550	700	15	7×10 ⁸
Casting speed 2	0.2	1 550	700	15	7×10 ⁸
Casting speed 3	0.4	1 550	700	15	7×10 ⁸
Casting speed 4	0.5	1 550	700	15	7×10 ⁸
Casting temperature 1	0.3	1 510	700	15	7×10 ⁸
Casting temperature 2	0.3	1 530	700	15	7×10 ⁸
Casting temperature 3	0.3	1 570	700	15	7×10 ⁸
Casting temperature 4	0.3	1 590	700	15	7×10 ⁸
Heat transfer coefficient 1	0.3	1 550	300	15	7×10 ⁸
Heat transfer coefficient 2	0.3	1 550	500	15	7×10 ⁸
Heat transfer coefficient 3	0.3	1 550	900	15	7×10 ⁸
Heat transfer coefficient 4	0.3	1 550	11 00	15	7×10 ⁸

段。所以,深入理解合金熔体在模具内的流场分布特征,对于提升铸件的整体质量十分重要^[22]。图3是浇注过程的截面图,展示了表2中原实验组的工艺条件下合金熔体的流场分布,浇注过程速度随时间的变化,速度大小表示为。在浇注初始阶段,合金熔体在重力作用下不断加速,与模具表面激烈碰撞,在两侧形成回流环,引发强烈的湍流现象,导致流场极度不均,此时模拟计算的复杂性最高。因此,很多研究为减轻模拟复杂性,采取预先注入合金熔体的办法,但这容易造成模拟结果的不准确性^[23]。可以看到,随着浇注进行至7.1 s,熔池内的合金熔体流动渐趋平稳,表现出典型环流的流场形式,其中,中心区域的流速较大。此时,新注入的合金熔体能冲击至靠近模具底部,随后部分合金熔体沿侧壁向上涌动,形成上环流。浇注时间为11 s,随着合金熔体高度的增加,新注入合金熔体对熔池底部的直接冲击减弱,整体流速减缓。然而,模具底部下环流依旧维持,而上环流则保持贴近液面及内壁的位置,其

覆盖范围随浇注高度上升而逐渐扩大。整体来看模具上部合金熔体保持较高流速,而底部流速则逐渐降低。浇注14 s时,模具依然保持下部流速小于上部流速,但流场转变为单一环流模式。浇注末期合金熔体高度较高,浇入的熔体对熔池内流场的影响减弱,特别是底部区域。

图4展示了在原实验条件下合金熔体在浇注完成后静止冷却凝固过程中的温度分布及温度梯度变化情况,图中通过不同颜色反映了铸件内部各位置的温度状态。在凝固初期,铸件四周及底部区域的轴向温度梯度较大,且这些位置的温度相对较低。这是由于铸件底部和四周与较低温度的冷却模具直接接触,导致这些区域的温度迅速下降。相比之下,中心区域的散热速度较慢,热量在铸件内部的传导效率较低。特别是在糊状区域及其附近,由于合金熔体的液-固相体积分数不同,热量传导效率也不一致,从而导致了铸件内部明显的温度分层现象。最终,形成了从外部向中心逐渐收敛的U字形温度梯度及温

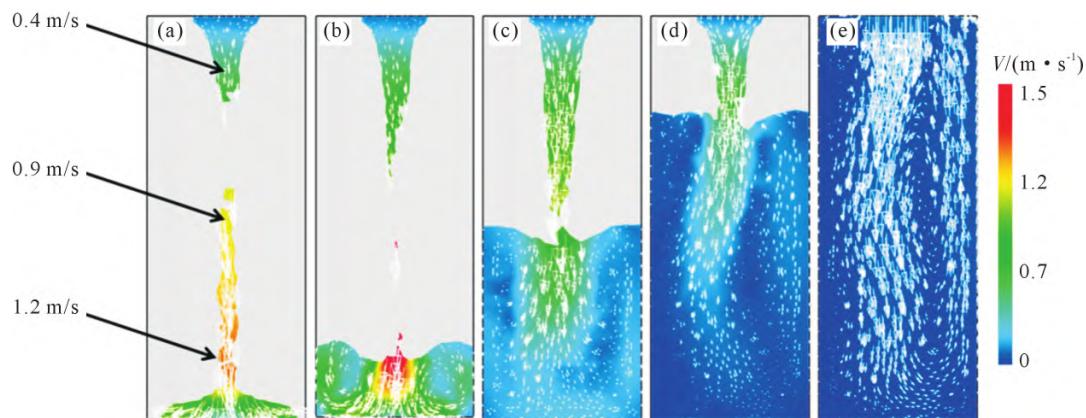


图 3 不同时间浇注过程的速度云图:(a) 0.7 s; (b) 3.1 s; (c) 7.1 s; (d) 11.2 s; (e) 14.8 s

Fig.3 Velocity contour maps of the casting process at different times: (a) 0.7 s; (b) 3.1 s; (c) 7.1 s; (d) 11.2 s; (e) 14.8 s

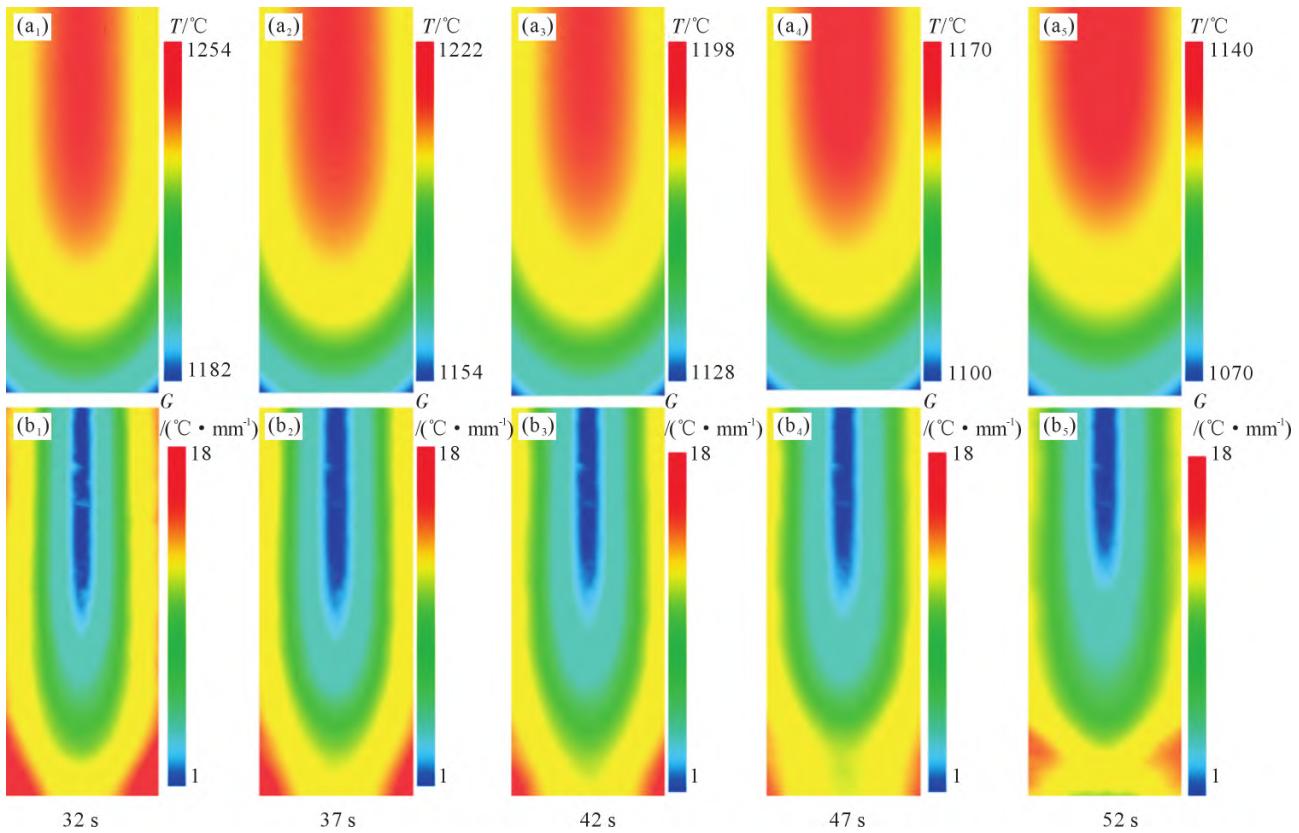


图 4 不同时刻铸件凝固过程温度场分布:(a₁~a₅) 温度场分布;(b₁~b₅) 温度梯度场分布

Fig.4 Temperature field distributions of the casting solidification process at different times: (a₁~a₅) temperature field distributions; (b₁~b₅) temperature gradient field distributions

度分布趋势。随着凝固过程的进行,热量从铸件向模具传递,导致铸件与模具之间的温度差逐渐减小。因此,底部区域受到的冷却效果减弱,使得铸件内部与四周区域的热量散失效率趋于一致,温度梯度也逐渐减小。在整个冷却过程中,随着凝固的深入,温度逐渐降低,直至铸件完全凝固,整体温度达到最低值。在凝固过程中,温度梯度及温度分布始终保持 U 字形特征。这表明合金熔体的温度在凝固过程中稳步下降,其下降趋势受合金熔体与模具之间的温度差以及材料本身的导热性能共同影响^[24]。此外,还可以观察到浇口附近以及中央区域的温度较高。这是由于浇口附近未与模具直接接触,空冷方式散热效率较低,因此浇口附近铸件温度始终保持较高水平。同时,铸件中心部分远离凝固前沿区域,热量散失缓慢,温度同样保持较高。

图 5 为在原实验条件下的凝固过程中,凝固顺序与组织形貌演变情况的截面视图。可以发现凝固模式与先前讨论的温度场分布模式一致,具体表现为自下而上、由外向内的凝固顺序。随着温度的逐步降低,铸件内部的热量向外传递至未凝固的合金熔体中,导致在相反方向上,表面细晶区和柱状晶区逐渐形成。凝固初期,铸件表面因受到强烈的激冷作用而开始向内结晶。在此阶段,合金熔体与模

具的紧密接触导致合金熔体受到显著的激冷效应,散热速率极高,足以满足甚至超过形核所需的过冷度。此外,模具内壁及其所含杂质为合金熔体提供了形核的基底,促进了表面细晶的生成。随着模具吸收合金熔体的热量,合金熔体在模具内部开始凝固,形成初始的凝固壳层。随着壳层的持续冷却与收缩,气隙逐渐形成,这降低了热传递的效率。同时,凝固过程中释放的潜热减小了固-液界面处的温度梯度,进而促进了铸件中心区域柱状晶区的形成。柱状晶的生长伴随着热量的持续散失,导致铸件中心温度逐渐降低至熔点以下,此时过冷度达到形核条件,促使最终凝固区域的晶体开始形成。由于合金熔体在各个方向上的散热相对均匀,这些晶核的生长方式趋于一致。当这些晶体遇到已生长的柱状晶时,其生长会受到阻碍,从而在中心区域形成等轴晶区。等轴晶结构紧密且不易产生裂纹的特性,本文深入探究了工艺参数对等轴晶的分布和比例的影响。通过调整工艺参数,扩大等轴晶区的占比,优化铸件形貌结构,增强铸件的力学性能,提升铸件整体质量。

2.2 不同浇注温度对铸件缺陷的影响

由于凝固缺陷最容易在凝固初始阶段出现,所以在铸件凝固过程的监测中,本次研究在铸件底部选取了 3 个具有代表性的点作为监测对象: 点 1 位

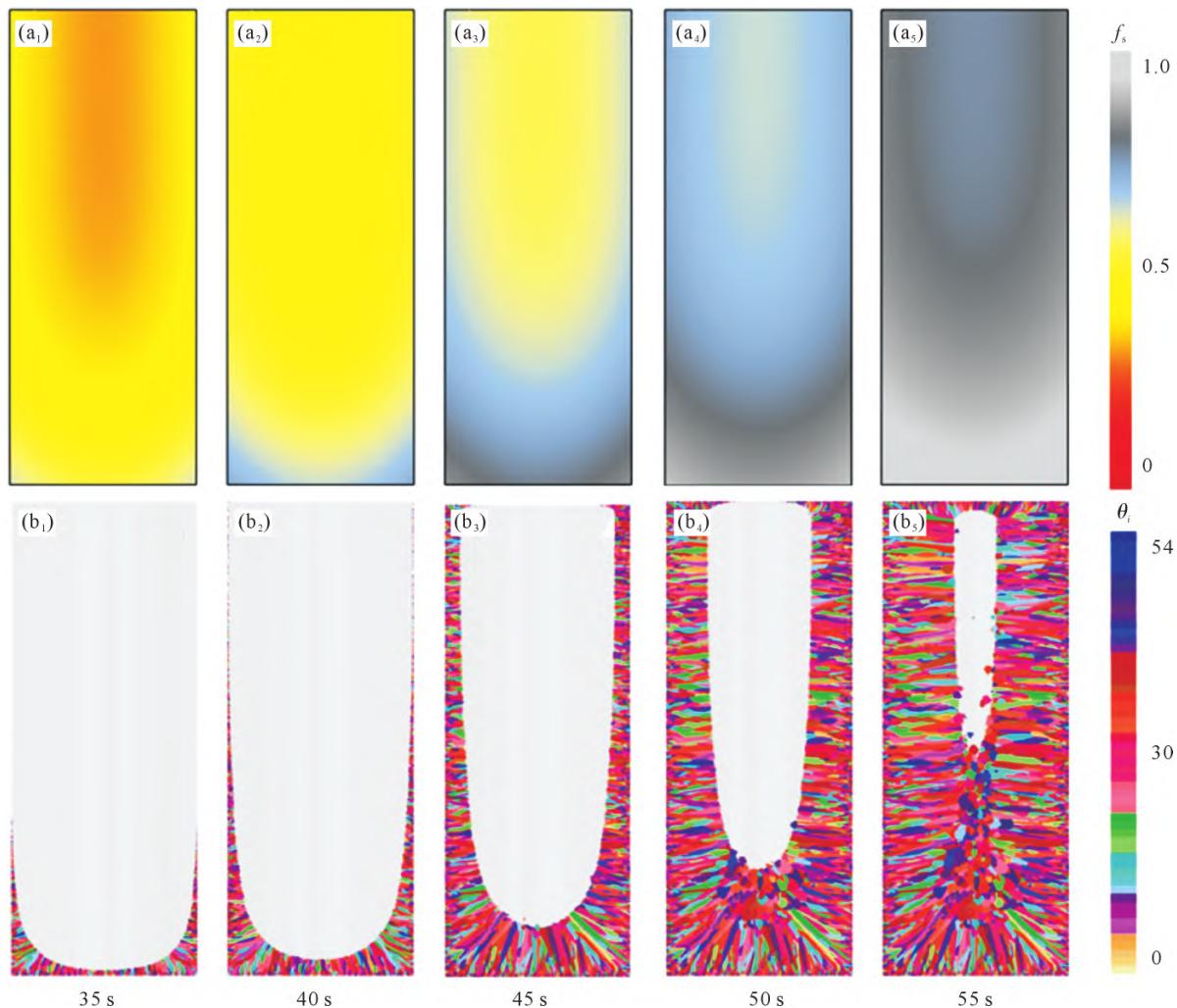


图 5 凝固顺序与组织形貌演变;(a₁~a₅) 凝固顺序,不同颜色代表固相率;(b₁~b₅) 组织演变,不同颜色代表晶体取向

Fig.5 Solidification sequence and evolution of microstructure morphology: (a₁~a₅) solidification sequence, where the different colours indicate the solid fraction; (b₁~b₅) microstructure evolution, where the different colours indicate the crystal orientation

于铸件的角部,此区域因冷却强度最大而成为最先凝固的区域;点3则设置于铸件底面中心,其冷却速度及凝固过程相对均匀;点2则处于点1与点3之间,起到过渡与对比的作用,如图6所示。



图 6 3 个特征点的选取
Fig.6 Selection of three feature points

根据表2中原实验和温度对照组进行对比,观察发现,所有监测点的气隙均呈现先缓慢增长后急

剧增加的趋势,如图7所示。其中,点1的气隙不仅最大,且其孕育气隙的时间也最早。由于角部区域的快速冷却和早期凝固,导致气隙的形成和累积尤为显著。相比之下,点3的气隙最小,由于其位于相对中心的位置,冷却速度和凝固过程较为均匀。这一结果与先前关于气隙生长演化模式的理论描述一致。此外,随着浇注温度的升高,气隙逐渐减小。这是由于浇注温度的提升导致铸件中心位置的稳态温度相应升高,内部液腔长度增加。然而,由于糊状区长度保持恒定,液腔的开始和结束位置均远离弯月面,从而减少了气隙的形成空间。同时,高温下合金熔体的流动性增强,使得铸件与模具壁之间的接触更为紧密,进一步抑制了气隙的形成和累积。

在压力分布方面,点1处的压力表现出最早的增长趋势,并且增长速度最快,其压力值也达到了最大值。这一现象可以归因于角部区域的高冷却强度和早期凝固特性,导致该区域产生的压力尤为显著。相对而言,点3处的压力水平最低,且增长速度较为

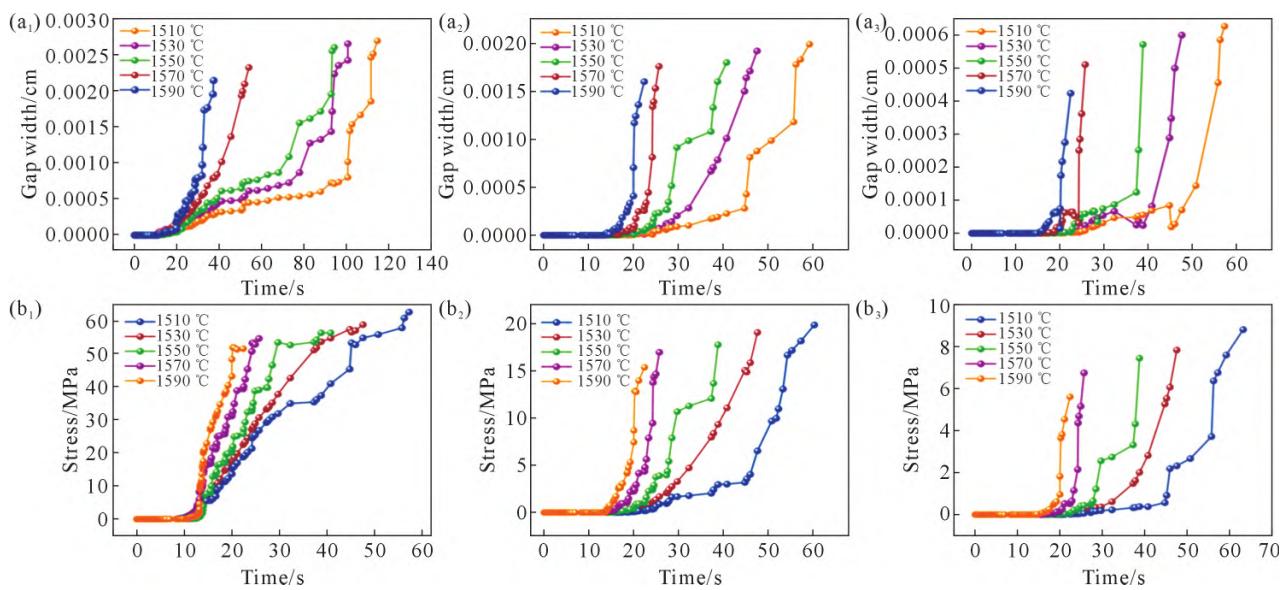


图 7 不同浇注温度下不同监测点的气隙和压力变化:(a₁) 点 1 气隙;(a₂) 点 2 气隙;(a₃) 点 3 气隙;(b₁) 点 1 应力;(b₂) 点 2 应力;(b₃) 点 3 应力

Fig.7 Variations in the air gap and stress at different monitoring points under different casting temperatures: (a₁) air gap at point 1; (a₂) air gap at point 2; (a₃) air gap at point 3; (b₁) stress at point 1; (b₂) stress at point 2; (b₃) stress at point 3

平缓。这一观察结果与先前关于压力产生及其演化机制的学术描述相吻合。此外,随着浇注温度的提升,压力水平呈现出逐渐降低的趋势。合金熔体温度升高带动整个铸件体系各部位的温度上升,这一变化不会改变整体温度分布的基本趋势,但能有效减小各部位之间的温差。由于压力主要由温差所引发,因此温差的缩减必然导致压力水平的降低。

在实际铸造生产中,适当提高浇注温度不仅可以有效降低压力水平,减少气隙的形成,还能显著提升铸件的整体质量。这一发现不仅为优化铸造工艺、提高铸件性能提供了新的理论支撑和实践指导,还为提升铸件质量提供了新的思路和方法。

在对凝固过程中产生的缩松情况观测中发现,随着浇注温度的提升,铸件中的缩松现象呈现出逐渐减小的趋势,直至温度达到约 1 590 °C 时,缩松的改善效果趋于稳定,不再继续减小。这一现象可归因

于以下几个方面:首先,较高的浇注温度显著增强了合金熔体的流动性,使其能够更有效地渗透并填充模具的各个部位,从而大幅降低了因流动性不足而引发的缩松问题。其次,高温合金熔体在凝固阶段会释放更多的潜热能,导致凝固速率减缓,凝固周期相应延长。这一变化为合金熔体提供了更为充分的时间进行体积补偿,即补缩过程,进一步抑制了缩松缺陷的形成。

然而,浇注温度过高并非总是有利的^[25]。过高的温度不仅会加剧吸气和金属溶解现象,从而可能恶化缩松情况,还会在铸件凝固过程中产生较大的热应力,增加铸件开裂的风险,甚至引发内部裂纹和缩松的再次出现,如图 8 中浇注温度 1 590 °C 时缩松并未继续减小。因此浇注温度对缩松的改善是有限度的,所以在实际生产中要适当提高浇注温度以减小缩松的形成。

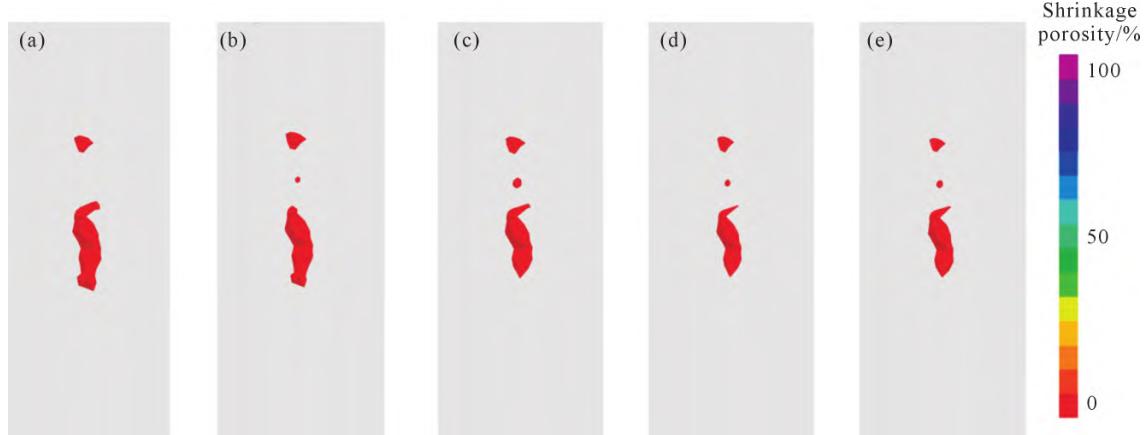


图 8 不同浇注温度产生的缩松:(a) 1 510 °C;(b) 1 530 °C;(c) 1 550 °C;(d) 1 570 °C;(e) 1 590 °C

Fig.8 Shrinkage produced at different casting temperatures: (a) 1 510 °C; (b) 1 530 °C; (c) 1 550 °C; (d) 1 570 °C; (e) 1 590 °C

2.3 不同浇注速度对铸造的影响

本研究以表 2 中原实验和浇注速度对照组 1~4 的模拟结果来对比分析。图 9a 为浇注完毕时模具内部合金熔体流场的情况。当浇注速率设定为较低的 0.1 kg/s 时, 合金熔体的流动仅限于浇口周边区域, 模具底部流动现象微弱, 仅在浇口附近形成小规模环流。随着浇注速率的逐步提升, 模具底部合金熔体的流速逐渐增强, 并在模具内部演变出一个大型回流环, 且该回流环的中心位置随着浇注速率的增加而呈现向模具底部迁移的趋势, 且浇口周围原有的小型环流逐渐消失。当浇注速率进一步加快至 0.4 及 0.5 kg/s 时, 模具内部流场更为复杂, 形成了双环流结构, 即存在两个环流中心。不同的浇注速率导致模具内部合金熔体呈现出不同的流场分布, 合金熔体的流动状态保持一个动态平衡。归因于浇注速率的变化对合金熔体动能与动量的直接影响, 进而改变了其流场。即浇注速率的提升增强了合金熔体的冲击力, 使得模具底部的流动现象更为显著。此外, 随着浇注速率的加快, 合金熔体对空气的卷裹作用也随之加剧, 导致空气混入量增加, 这对铸件质量的提升构成不利影响。同时, 合金熔体的最大冲击深度及对模具的冲击作用增强, 可能会对模具内壁后续

凝固层的形成产生一定影响。

随着浇注速度的提升, 提高了合金熔体流动速度, 增加了散热效率, 合金熔体上下部分的温度差异逐渐缩减, 即温度分层现象趋于弱化, 如图 9b 所示。当浇注速度较慢时, 浇注过程历时较长, 模具底部合金熔体的散热时间随之延长。同时, 由于浇注速度较小, 合金熔体对模具的冲击效应减弱, 模具内部上下部分的合金熔体流动不显著, 导致先期浇入的合金熔体与后续浇入的合金熔体混合不充分, 进一步加剧了底部与顶部合金熔体之间的温度差异。在浇注速度过低的情况下, 凝固过程中的温度分布均匀性较差。底部合金熔体可能因较早达到凝固条件而优先凝固, 而顶部仍在持续浇入新的合金熔体, 这导致凝固坯壳的生长呈现不均匀性, 进而对铸件的整体质量和性能产生不利影响。因此, 在实际生产过程中, 需根据具体情况合理选择浇注速度, 以确保生产效率的同时, 获得组织性能优异的产品。

2.4 不同换热系数对铸造的影响

模具的换热系数对铸件的散热效率具有直接影响, 这一因素直接决定了铸件的凝固时间、凝固组织形貌以及晶粒数目, 如图 10 所示。当换热系数较大时, 铸件的散热效率提升, 导致过冷度增大, 凝固速

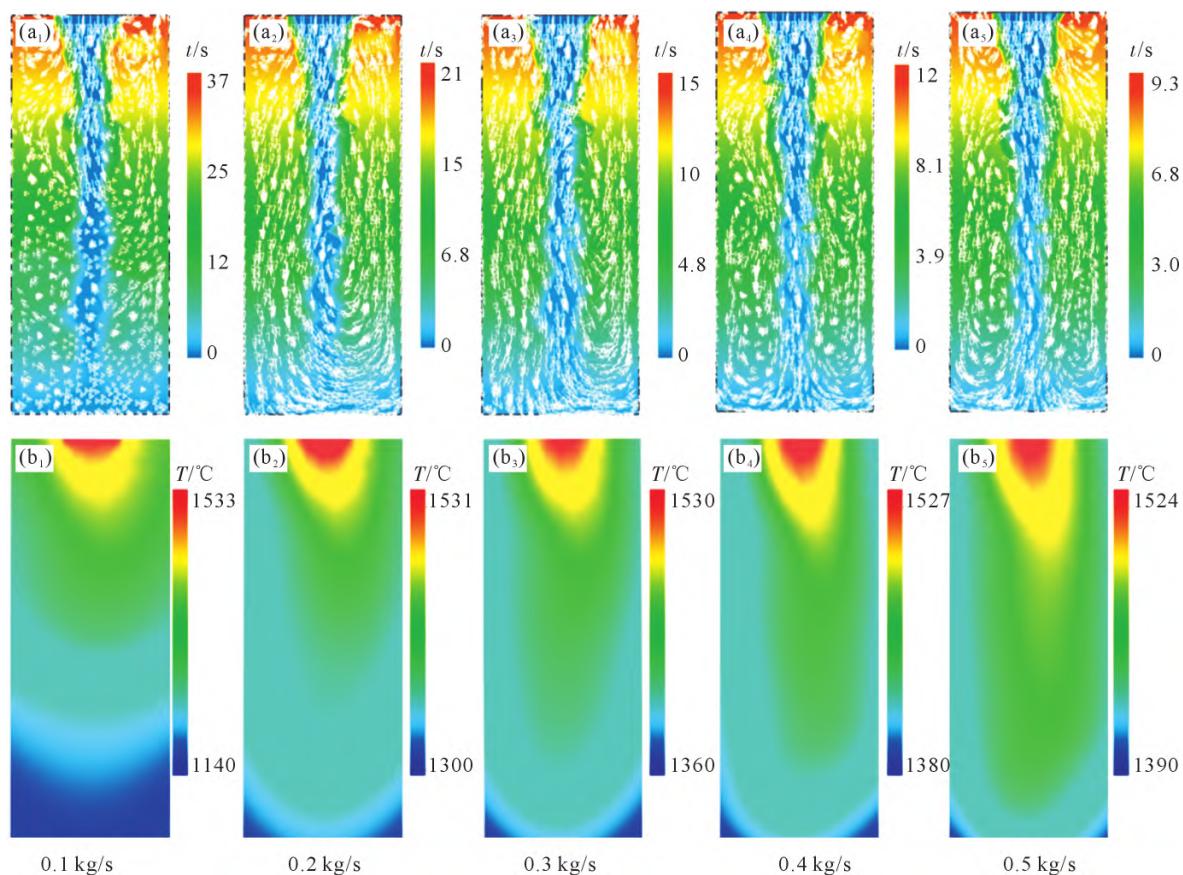


图 9 不同浇注速度模具内部流场与温度场:(a₁~a₅) 流场;(b₁~b₅) 温度场

Fig.9 Distributions of the flow field and temperature field inside the mold at different pouring speeds: (a₁~a₅) flow field; (b₁~b₅) temperature field

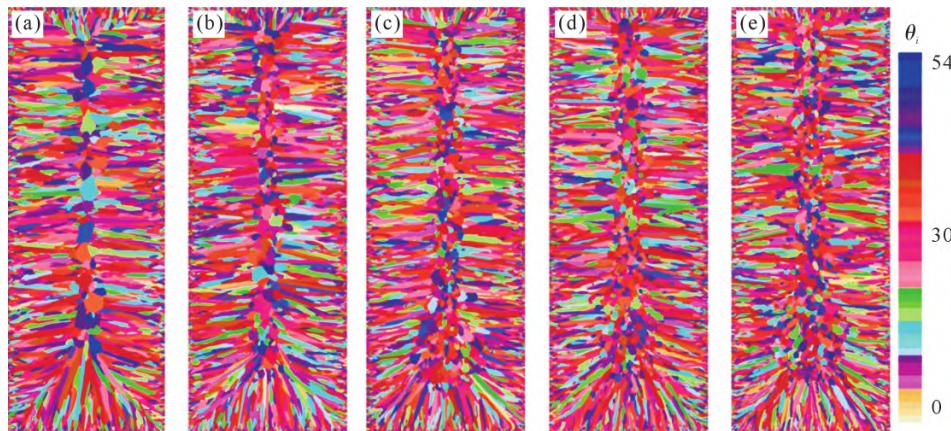


图 10 不同换热系数对组织的影响:(a) 300 W/(m²·K); (b) 500 W/(m²·K); (c) 700 W/(m²·K); (d) 900 W/(m²·K); (e) 1 100 W/(m²·K)
Fig.10 Effect of different heat transfer coefficients on the microstructure: (a) 300 W/(m²·K); (b) 500 W/(m²·K); (c) 700 W/(m²·K);
(d) 900 W/(m²·K); (e) 1 100 W/(m²·K)

率加快。这种快速的凝固过程促进了晶核的大量生成,高凝固速率会使得凝固界面前沿处堆积大量的结晶潜热导致其温度梯度增大,为晶核的生成提供了更有利的热力学条件。同时,晶核的长大速度也相对较快,由于晶粒长大的时间相对较短,因此能够形成数量更多、尺寸更小且分布均匀的晶粒。如图 10 所示,较大的换热系数其晶粒更为细小,而且等轴晶的比例也更大。相反,当换热系数较小时,铸件的散热效率降低,凝固速率减慢。这使得晶粒有更多的时问进行合并生长,导致形成的晶粒尺寸较大且形状不规则。此外,换热系数的减小还会延迟柱状晶向等轴晶的转变。这是因为较小的换热系数降低了凝固界面前沿的冷却速率,使得柱状晶有更多的时间和机会沿着温度梯度方向生长,从而抑制了等轴晶的形成。因此,在换热系数较小的情况下,铸件中更容易形成粗大的柱状晶。

因此在实际生产中选择模具材料的时候,在兼顾铸件不因快速凝固而产生缺陷的范围内,选择换热系数更大的模具,以增加铸件晶粒细化的效果^[26]。这不仅有助于提高铸件的力学性能和质量,还能在一定程度上缩短生产周期,提升整体生产效率。

3 结论

(1) 模拟结果表明,随着浇注进行,合金熔体由开始的强烈对流逐渐变成缓慢环流。在铸件的四周和底部区域散热快,中心区域散热慢,铸件内部出现明显的温度分层现象。凝固先从铸件底部和四周开始,在铸件表面形成一层细晶,然后向铸件内部推进在铸件内部区域形成柱状晶区,并最终在中心区域形成等轴晶。

(2) 研究发现,随着浇注温度的升高,凝固过程中的气隙逐渐减小,应力也逐渐变弱。并且随着浇注

温度的提升,铸件中的缩松也逐渐减少。提高浇注温度对铸件质量的改善是有限的,当浇注温度达到一定值后继续提高浇注温度并不会产生明显的改善效果。

(3) 研究发现,随着浇注速度增加,模具内部流速变大,形成大回流环,且环流中心下移,小环流消失。浇注速度进一步提升时,模具内部形成双环流分布。此外,低速浇注会导致铸件产生明显的温度分层现象。同时,大的换热系数会促使更多晶核生成,形成细小且分布均匀的晶粒组织,尤其是等轴晶比例增大。

参考文献:

- [1] BHARDWAJ R, HAZRA A. Bimetals (Au-Pd, Au-Pt) loaded WO₃ hybridized graphene oxide FET sensors for selective detection of acetone[A]. 2022 IEEE International IOT, Electronics and Mechatronics Conference (IEMTRONICS)[C]. Toronto: IEEE 2022. 1-5.
- [2] JENNICH O. LISA technology and instrumentation[J]. Classical and Quantum Gravity, 2009, 26(15): 153001.
- [3] SILVESTRI Z, DAVIS R S, GENEVÈS G, GOSSET A, MADEC T, PINOT P, RICHARD P. Volume magnetic susceptibility of gold-platinum alloys: Possible materials to make mass standards for the watt balance experiment[J]. Metrologia, 2003, 40(4): 172.
- [4] NAKAIR, GOTO K, SHIMA K, KODAMA T, IWATA H. Dual-phase Au-Pt alloys free from magnetic susceptibility artifacts in magnetic resonance imaging[J]. Magnetic Resonance Imaging, 2022, 85: 19-27.
- [5] 任伊宾,李俊,王青川,杨柯. MRI 磁兼容合金研究[J]. 金属学报,2017, 53(10): 1323-1330.
- [6] REN Y B, LI J, WANG Q C, YANG K. A review: Research on MR-Compatible alloys in MRI[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2017, 53(10): 1323-1330
- [7] EBERT H, ABART J, VOITLÄNDER J. Magnetic susceptibility of Au_xPt_{1-x}[J]. Zeitschrift für Physikalische Chemie, 1985, 144(144): 223-229.
- [8] KODAMA T, NAKAI R, GOTO K, KODAMA T, IWATA H.

- Preparation of an Au-Pt alloy free from artifacts in magnetic resonance imaging[J]. *Magnetic Resonance Imaging*, 2017, 44: 38-45.
- [8] DU J L, GUO Z P, ZHANG A, YANG M H, LI M, XIONG S M. Correlation between crystallographic anisotropy and dendritic orientation selection of binary magnesium alloys[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 13600.
- [9] ZHANG Y Q, WANG D D, WANG S Y. High-entropy alloys for electrocatalysis: Design, characterization, and applications[J]. *Small*, 2022, 18(7): 2104339.
- [10] SANKAR M, SATYA PRASAD V V, BALIGIDAD R G, GOKHALE A A. Effect of vacuum arc remelting and processing parameters on structure and properties of high purity niobium[J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, 50: 120-125.
- [11] QIU X, WEI H F, LI R J, LI Y X. Electrochemical and electrocatalytic performance of single Au@Pt/Au bimetallic nanoparticles[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 956: 170365.
- [12] DRESCHER S, SEILS S, POHL D, RELLINGHAUS B, KAUFFMANN A, HEILMAIER M, FREUDENBERGER J. Softening by spinodal decomposition in Au-Cu-Ni-Pd-Pt high-entropy alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 887: 145772.
- [13] KUMAR R, MADHU S, ARAVINDH K, JAYAKUMAR V, BHARATHIRAJA G, MUNIAPPAN A. Casting design and simulation of gating system in rotary adaptor using procast software for defect minimization [J]. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 22(3): 799-805.
- [14] 吴琪琪, 苏小平. 低压铸造铝合金蜗轮减速机壳体工艺设计及优化[J]. *特种铸造及有色合金*, 2024, 42(8): 1046-1049.
- WU Q Q, SU X P. Design and optimization of low-pressure die casting process for aluminum alloy worm reduction gears[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2024, 42(8): 1046-1049.
- [15] XU M Z, LEKAKH S N, RICHARDS V L. Thermal property database for investment casting shells[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2016, 10(3): 329-337.
- [16] WANG Z H, WANG J, YU L B, WU J, WANG M, SU B. Numerical simulation and process optimization of vacuum investment casting for Be-Al alloys[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2019, 13: 74-81.
- [17] KWON H K, SEO K K. Simulation study on HPDC process for automobile part with aluminum alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2013, 761: 79-82.
- [18] 张颖, 宋建丽, 王毅, 高文强, 王军, 唐斌, 谭超, 王一川, 寇宏超, 李金山. 基于数字孪生技术的金属材料力学标准试样高通量制备与原位铸造性能测试系统[J]. *铸造技术*, 2022, 43(2): 77-82.
- ZHANG Y, SONG J L, WANG Y, GAO W Q, WANG J, TANG B, TAN C, WANG Y C, KOU H C, LI J S. Integrating high-throughput manufacturing of standard mechanical specimens and in-situ castability measurement via digital twin technologies[J]. *Foundry Technology*, 2022, 43(2): 77-82.
- [19] HU J, WANG Q, WANG K, WANG W, QIANG F, LI L. Coupled temperature-flow field and microstructure numerical simulation of the solidification process for Cu-3Ti-0.2Fe alloy[J]. *Materials*, 2025, 18(11): 2478.
- [20] MENG Y, THOMAS B G. Heat-transfer and solidification model of continuous slab casting: CON1D[J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2003, 34: 685-705.
- [21] 张元杰. 连铸凝固过程与凝固组织的模拟研究[D]. 唐山: 华北理工大学, 2017.
- ZHANG Y J. Simulation study of solidification process and solidification structure of continuous casting[D]: Tangshan: North China University of Science and Technology, 2017.
- [22] 周彼德, 薛祥, 麋忠兰, 孙小波, 张春晖, 马建. 铸件三维充型过程耦合数值模拟[J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(2): 230-233.
- ZHOU B D, XUE X, MI Z L, SUN X B, ZHANG C H, MA J. 3D coupling numerical simulation of mold filling[J]. *The China Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(2): 230-233.
- [23] 周洪. 现行标准中浇注位置术语解释及其工艺符号问题的解决方案[J]. *南方金属*, 2022(1): 4-5, 16.
- ZHOU H. Solution for the problems of explanation of technical terms and symbols on pouring position in foundry process in the current standards[J]. *Southern Metals*, 2022(1): 4-5, 16.
- [24] ZHANG Y, ZHANG J. Modeling of solidification microstructure evolution in laser powder bed fusion fabricated 316L stainless steel using combined computational fluid dynamics and cellular automata[J]. *Additive Manufacturing*, 2019, 28: 750-765.
- [25] 孙宝德, 王俊, 康茂东, 汪东红, 董安平, 王飞, 高海燕, 王国祥, 杜大帆. 高温合金超限构件精密铸造技术及发展趋势[J]. *金属学报*, 2022, 58(4): 412-427.
- SUN B D, WANG J, KANG M D, WANG D H, DONG A P, WANG F, GAO H Y, WANG G X, DU D F. Investment casting technology and development trend of superalloy ultra limit components[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(4): 412-427.
- [26] 秦晨, 李钊, 赵莉萍, 姜亚君, 陈利超, 张慧敏, 田志华. 低镍奥氏体不锈钢定向凝固组织 CAFE 法模拟[J]. *航空材料学报*, 2020, 40(2): 8-15.
- QIN C, LI Z, ZHAO L P, JIANG Y J, CHEN L C, ZHANG H M, TIAN Z H. CAFE simulation of directional solidification structure of low nickel austenitic stainless steel[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2020, 40(2): 8-15.

(责任编辑:宫文婧)