

型壳温度局域调控对调压铸造 K439B 合金缺陷影响

付泽民¹ 赵 祥¹ 何 林² 董振标¹ 王 迪³ 李建壮¹ 李晗杰⁴ 董安平^{2,5}

(1. 上海应用技术大学智能技术学部, 上海 201418; 2. 上海交通大学上海市先进高温材料及其精密成形重点实验室, 上海 200240; 3. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044; 4. 上海工程技术大学材料科学与工程学院, 上海 201620; 5. 上海交通大学金属基复合材料全国重点实验室, 上海 200240)

摘 要 针对铸件热节在调压铸造凝固过程易产生缩松的问题, 设计了厚度截面比为 3:2 的 K439B 高温合金铸件薄板。通过数值模拟与试验验证相结合的方法, 提出厚壁区域和薄壁区域分别设置不同的预热温度型壳温度的局域调控方法, 探究其对厚壁铸件缺陷的影响机制, 并对试样的缺陷、微观组织以及力学性能进行表征。结果表明, 型壳温度局域调控能有效抑制厚壁铸件的缩松缺陷, 细化合金组织, 提升其力学性能。数值模拟结果显示, 厚壁区冷却速率提升了 46.72%。采用型壳温度局域调控方案后铸件缩松率由 2.93% 降至 0.82%, 二次枝晶臂间距细化幅度达 77.52%, 晶粒尺寸减小了 62.31%, 碳化物尺寸与体积分数分别降低了 47.73% 和 42.5%。带有型壳局域冷却的厚壁铸件屈服强度提高了 35.36%, 而薄壁区域各项参数均维持稳定。

关键词 调压铸造; 数值模拟; 温度局域调控; 组织与性能

中图分类号 TG249.5; TG146.1⁺5

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20250407

Effects of Local Temperature Regulation of Shell on Defects of K439B Superalloy by Adjustable Pressure Casting

FU Zemin¹, ZHAO Xiang¹, HE Lin², DONG Zhenbiao¹, WANG Di³, LI Jianzhuang¹, LI Hanjie⁴,
DONG Anping^{2,5}

(1. School of Intelligent Technology, Shanghai Institute of Technology, Shanghai 201418; 2. Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240; 3. School of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044; 4. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University of Engineering Science, Shanghai 201620; 5. National Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240)

Abstract: Aiming at the issues of shrinkage porosity prone to occur at hot spots of castings during solidification process of adjustable pressure casting, K439B superalloy sheet with a thickness ratio of 3:2 was designed. Combining numerical simulation and experimental verification, a local temperature regulation method of setting different preheating temperatures in thick and thin wall areas was proposed to investigate the influence law on defects of thick-walled castings, and the defects, microstructure and mechanical properties of specimens were characterized. The results indicate that local regulation of shell temperature can effectively suppress shrinkage porosity defects in thick-walled castings, refine the microstructure and enhance mechanical properties. Simulation results reveal that the cooling rate in the thick-walled zone is increased by 46.72%. Under local temperature regulation scheme, the porosity is decreased from 2.93% to 0.82%, the secondary dendrite arm spacing is refined by 77.52%, grain size is declined by 62.31%, and the carbide size and volume fraction are decreased by 47.73% and 42.5% respectively. Additionally, the yield strength of thick-walled castings with local shell cooling is increased by 35.36%, while all parameters in the thin-walled areas remain stable.

Key Words: Adjustable Pressure Casting, Numerical Simulation, Local Temperature Regulation, Microstructure and Properties

收稿日期: 2025-11-06; 修订日期: 2025-11-24

基金项目: 新材料重大专项基金资助项目 (2024ZD0600400); 国家自然科学基金资助项目 (52474416)

第一作者: 付泽民, 男, 1966 年出生, 副教授, E-mail: flsktz2015@163.com

通信作者: 何林, 男, 1991 年出生, 助理教授, E-mail: hejucen@sjtu.edu.cn

董振标, 男, 1990 年出生, 副教授, E-mail: dzb0312@126.com

引用格式: 付泽民, 赵祥, 何林, 等. 型壳温度局域调控对调压铸造 K439B 合金缺陷影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2026, 46(10): 1557-1564.

FU Z M, ZHAO X, HE L, et al. Effects of local temperature regulation of shell on defects of K439B superalloy by adjustable pressure casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2026, 46(10): 1557-1564.

镍基高温合金因优异的高温强度、耐腐蚀性及组织稳定性,在航空航天、能源装备及石油化工等领域广泛应用^[1-4]。在航空发动机中,镍基高温合金已占发动机总质量的 25% 以上^[5]。K439B 合金作为一种新型镍基高温合金,其使用温度可达 800 ℃ 及以上,具备良好的高温服役潜力^[6]。航空发动机的发展对高温合金铸件的大型化、复杂化和薄壁化要求日益提高,传统重力铸造工艺已难以满足相关需求^[7-9]。在此背景下,曾建民等^[10]首次提出的调压铸造方法,作为反重力铸造的先进形式,具备“负压充型、正压凝固”等技术特点,能够提供稳定的充型动力,特别适用于大型复杂薄壁铸件的精密成形^[11-14]。

高温合金大型复杂薄壁铸件存在变截面大、热节多的特点,消除缩松缺陷是亟待解决的重点问题。在调压铸造精密成形过程中,缩松缺陷与工艺参数密切相关,其中冷却条件、浇注温度以及充型压力-时间曲线等关键参数均对铸件质量产生重要影响。刘鑫悦等^[15]通过在金属型中采用封闭式循环水冷却系统,对比研究了热节部位施加点冷却与线冷却两种方式的工艺效果,发现线冷却工艺在减少铸造缺陷方面更具优势。隋大山等^[16]研究了不同壁厚薄板的冷却速率变化规律,以及采用 900 ℃ 与 25 ℃ 砂箱对铸件冷却行为的影响。发现铸件随壁厚减小,其冷却速率相应提高,而相较于 900 ℃ 砂箱,25 ℃ 砂箱不仅进一步提高了薄板的冷却速率,还改善了合金的微观组织。NAWROCKI J 等^[17]研究了不同截面直径铸件的冷却速率与 SDAS(二次枝晶臂间距)及晶粒尺寸之间的关联,并建立了相应的函数关系模型。ZHAO G D 等^[18]探讨了不同冷却速率对 GH4975 合金凝固行为及微观偏析的影响,发现提高冷却速率可以扩大合金的凝固温度区间,同时有效抑制 SDAS 和 MC 型碳化物的生长,从而优化合金的微观组织。张成等^[19]研究了不同浇注温度对 Cu-6Ag 合金铸锭缺陷的影响,发现浇注温度对一次缩孔深度影响较小,对二次缩孔深度影响显著,浇注温度在 1 300 ℃ 时较 1 200 ℃ 二次缩孔深度降低了 1.91 cm。王迪等^[20]研究了非线性压力曲线与线性压力曲线在变截面模型充型平稳性上的对比,发现非线性压力曲线模拟的最大浇口速度比线性压力下降了 45%,有效提升了充型平稳性。研究结果证实冷却条件是影响铸件疏松缺陷的关键因素,但现有冷速局域调控研究多数适用于金属型,而熔模铸造领域冷速调控研究仍以整体调控为主,针对其关键区域的局域冷速调控研究鲜有报道。

在熔模精密铸造中,冷却速率通常采用整体调控方式^[16-18],如改变环境温度、型壳或铸件结构尺寸,而局

部冷速调控的研究报道较少。对于高温合金复杂薄壁铸件,需要高的型壳温度来保证充型能力,但厚大的热节处却需低的型壳温度来提高冷却速率以抑制缺陷。因此,整体降低型壳温度不适用于薄壁复杂铸件成形。为此,本研究提出一种型壳温度局域调控方法,通过控制型壳局部温度,优化铸件局部区域凝固进程,形成更有利于铸件顺序凝固条件,以减少缩松缺陷。

1 试验材料与方法

试验原料为北京航材院研制的 K439B 镍基高温合金,其化学成分见表 1。

表 1 K439B 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of K439B alloy %										
w_B										
Co	Cr	Al	W	Ti	Ta	Nb	C	Zr	B	Ni
23.15	22.85	2.24	1.28	3.45	2.23	0.11	0.14	0.06	0.02	余量

图 1 为铸件有限元模型和界面传热系数。由图 1a 可知,铸件薄板模型厚度截面比为 3:2,为上厚下薄结构。针对该模型设计了 3 组浇注工艺参数,熔体充型温度设为 1 500 ℃,型壳薄壁处预热温度设为 1 000 ℃,厚壁型壳预热温度分别设为 1 000、900 和 800 ℃。

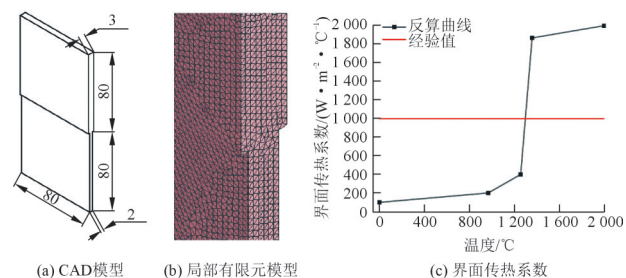


图 1 铸件有限元模型和界面传热系数

Fig.1 Finite element model of casting and interfacial heat transfer coefficient

基于 SolidWorks 软件构建铸件的几何模型,为提升计算效率,模型中未包含升液管结构。在 ProCAST 软件的 Mesh 模块中对几何模型进行有限元网格划分,网格尺寸设为 0.3 mm,所得网格模型局部见图 1b。合金材料热物性参数源于自建的 K439B 高温合金数据库,型壳材料则选自 ProCAST 材料库中的 Refractory Fused Silica。铸件和型壳界面传热系数为反算得到的调压铸造界面传热系数,见图 1c。当温度高于液相线温度时,传热以直接接触热传导为主,传热系数为 1 870~2 000 W/(m²·℃);在固液相线温度区间时,金属液和型腔之间出现空气间隙,传热机制由接触热传导逐渐转变为空气间隙热传导和热辐射为主,传热系数由 1 870 W/(m²·℃)降至 400 W/(m²·℃),较经验值

1 000 W/(m²·℃)更能反映实际凝固行为;温度低于固相线温度后,传热主要依靠空气间隙热传导与热辐射,此时传热效率极低,传热系数介于100~400 W/(m²·℃)更为合理。型壳外表面与环境的传热系数设为20 W/(m²·℃),热辐射系数取0.85。

充型速度根据经验设定,设为6 kPa/s。反重力充型压力 P 计算为:

$$P = \frac{\rho h K}{10.2} \quad (1)$$

式中, P 为所计算的压力,kPa; ρ 为金属液密度,7.8 g/cm³; h 为总高度,cm; K 为充型过程阻力系数,其值与金属液黏度和铸型型腔复杂程度有关,一般为1~1.5,阻力小时取下限,阻力大时取上限,本研究使用的型壳及升液管总高度为52 cm, K 取值为1^[21]。计算可得理论充型压力 P 约为40 kPa。为了充型更完全,将实际充型压力设定为45 kPa,保压压力设为50 kPa,保压时间设为600 s,其余参数均为默认值。

为实现型壳温度局域调控,对型壳结构及试验装置实施相应的改进。图2为设备示意图与拉伸试样尺寸示意图。由图2a可知,在铸件薄壁区域的陶瓷型壳第5层布置了呈U型均匀分布的镍铬合金电热丝以及 k 型热电偶,厚壁铸件表面型壳按照常规方法进行制备,制成了具备局部加热能力、厚度为10 mm的陶瓷型壳;随后,将定制的纤维炉膛集成于调压铸造炉上罐内部。把模壳中的电热丝、热电偶以及炉膛内的电热丝、热电偶分别与炉腔外对应的温控箱相连接。在工作过程中,炉腔温度依据表2分别升温至800、900与1 000℃,模壳内置电热丝将薄壁区域陶瓷模壳加热至1 000℃并保持恒温。采用感应熔炼炉对合金进行熔化,并通入氩气加以保护,在设定气压条件下完成3次浇注试验。浇注参数与模拟一致。为验证数值模拟结果并评估铸件质量,对3块铸件不同壁厚关键部位进行取样与分析。首先利用线切割截取试样,依次经过镶嵌、磨抛及腐蚀(腐蚀液采用CuCl₂、HCl、C₂H₅OH、H₂O 配比为5 g:50 mL:50 mL:50 mL)等工序。利用光学显微镜(OLYMPUS-PMG)观察试样的铸造缺陷与金相组织。并借助GAIA 3型超高分辨扫描电镜分析晶粒尺寸与形态。使用Image J软件对缺陷面积分数、二次枝晶臂间距以及碳化物的体积分数与尺寸进行定量统计。从不同壁厚处取样各制备3个拉伸试样,试样尺寸见图2b,铸件实际图及取样位置见图2c。所有试样经磨抛机打磨去除表面氧化层,在岛津AGS-X 10 KN力学试验机上进行室温拉伸性能测试,拉伸应变速率为2.5×10⁻⁴/s。

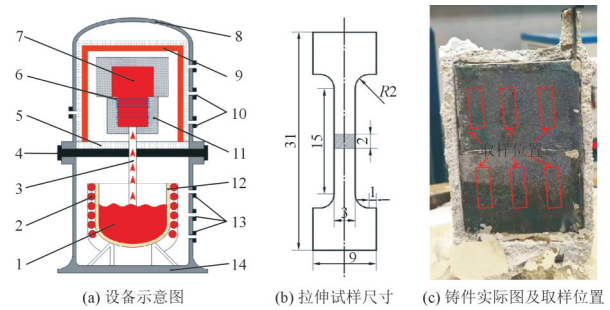


图2 设备示意图和拉伸试样尺寸示意图

Fig. 2 Schematic diagram of equipment and dimensions of tensile specimens

1.合金熔液 2.感应熔炼炉 3.升液管 4.中隔板 5.保温棉 6.镍铬合金电热丝 7.铸件 8.上罐 9.纤维炉膛 10、13.气路控制及传感器接口 11.型壳 12.坩埚 14.下罐

2 试验结果及分析

图3为不同工艺参数下K439B高温合金铸件的凝固过程模拟。可以看出,3种不同工艺参数下,薄壁区域的平均凝固时间约为29.5 s,其波动范围小于1.65%,表明该区域的凝固行为受厚壁型壳温度的影响有限,同时厚壁区域的极限补缩时间被限定为29.5 s。当厚壁型壳温度为1 000℃时,厚壁区域中心部位的凝

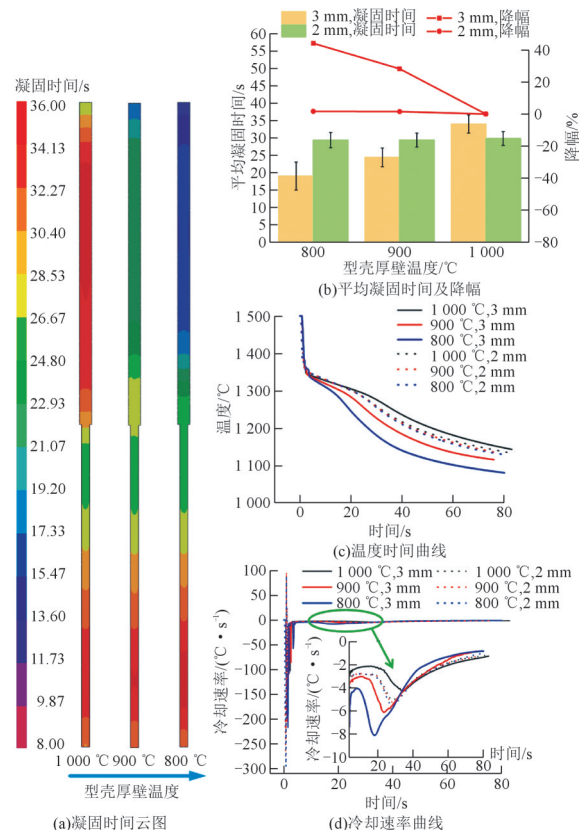


图3 不同工艺参数下K439B高温合金铸件的凝固过程模拟
Fig.3 Simulation of K439B superalloy castings during solidification process under various parameters

固时间明显长于两侧区域,表明该处易形成孤立液相区,并丧失熔体补缩能力,这主要是铸件与型壳之间较小的温度梯度导致热驱动力不足。依据傅里叶热传导定律^[22],界面热流密度与温度梯度成正比。因此在较低温度梯度下,界面热流密度降低,凝固潜热释放速率随之减缓,致使厚壁区域在薄壁补缩通道凝固封闭前未能完成主体收缩,从而形成孤立液相区。由图3b可知,在1 000℃下,厚壁区域的平均凝固时间为34.04 s,已超过了厚壁区域的极限补缩时间,说明厚壁区域在薄壁通道凝固后仍处于液相状态,补缩路径已被阻断。当厚壁型壳温度降至900℃时,界面温度梯度增大,热流密度及散热能力相应提高。然而,受铸件变截面几何约束的影响,孤立液相区仍未完全消除。当厚壁型壳温度为800℃时,厚壁区域凝固时间缩短至19.04 s。在该条件下,凝固模式转变为理想的自上而下顺序凝固。

基于Niyama准则的缩松倾向性分析表明,凝固前沿的温度梯度(G ,℃/mm)与冷却速率(R ,℃/s)的比值与熔体补缩能力密切相关,其数值(即Niyama值)越小则代表补缩能力越弱,其缩松风险越高。图4为铸件中间截面处的Niyama值分布云图及Niyama区间的面积

分数统计。分析可知,在薄壁区域,不同工艺参数下各Niyama值区间的面积分数无明显变化,而在厚壁区域,随着厚壁型壳温度从1 000℃逐步降至800℃,厚壁区域内低Niyama值的范围明显缩小,而高Niyama值的区域相应扩大,反映出补缩能力逐步改善、缩松倾向逐步减弱的趋势。定量统计面积分数分析可知,在0~11.67的低值区间,其面积分数从1 000℃时的88.20%降至900℃时的68.12%,并进一步降低至800℃时的57.85%,累计降幅达34.41%,这表明高缩松风险区域随型壳温度降低而大幅收缩。其原因在于,冷却速率的逐步提升致使熔体前沿糊状区变窄,补缩通道加宽,熔体流动阻力减小,进而提高了补缩能力^[23]。同时,11.67~25.00的高值区间面积分数从1 000℃时的11.80%显著提升至800℃时的42.15%,升幅高达257.20%。这两个区间呈此消彼长的变化趋势,共同证实降低型壳温度能够有效优化凝固过程中的补缩行为,增强组织致密性。

图5为未经腐蚀的不同参数下K439B高温合金铸件不同壁厚区域的金相组织。上述Niyama分析结果与图4d中模拟及试验结果的缺陷统计对比情况,以及图5的金相组织高度契合。由图4d可知,在薄壁区域,3种工艺参数条件下,铸件实际缩松率均稳定保持在0.6%左右,随厚壁型壳温度改变变化不大,这反映出该区域的凝固行为对厚壁型壳温度变化不敏感,与薄壁区域Niyama分析和模拟缺陷结果的预测相符。在厚壁区域,当型壳温度为1 000℃时,铸件厚壁区域形成了明显的缩松缺陷(见图5),实际缩松率达2.93%。这是由于薄壁部位因冷却速率较快而优先凝固,致使厚壁区域的补缩通道提前中断,使其在后续凝固收缩阶段无法获得熔体补充。当型壳温度降至900℃时,厚壁区域的冷却速率加快,其与薄壁部位的凝固进程更为协调,缩松率降低至1.44%。在800℃时,厚壁区域的凝固进程进一步提前,得以在薄壁通道封闭前完成主体收缩,缩松率降至0.82%,而在厚壁区域模拟结果预测中,随着型壳温度下降,缩松率从0.21%降至0.12%再降至0.05%。尽管实际和模拟结果在绝对数值上存在差异,但这主要源于实际铸造过程中工艺波动等不确定因素,但在变化趋势上高度一致。

综上,厚壁型壳区域温度降低使得该区域熔体冷却速度提升,不仅使凝固进程提前,还促使该区域在薄壁区域熔体凝固、补缩通道封闭之前完成主体凝固与补缩,有效抑制了孤立液相区的形成,降低了缩松缺陷的发生倾向。尤其在型壳温度为800℃时,铸件呈现出

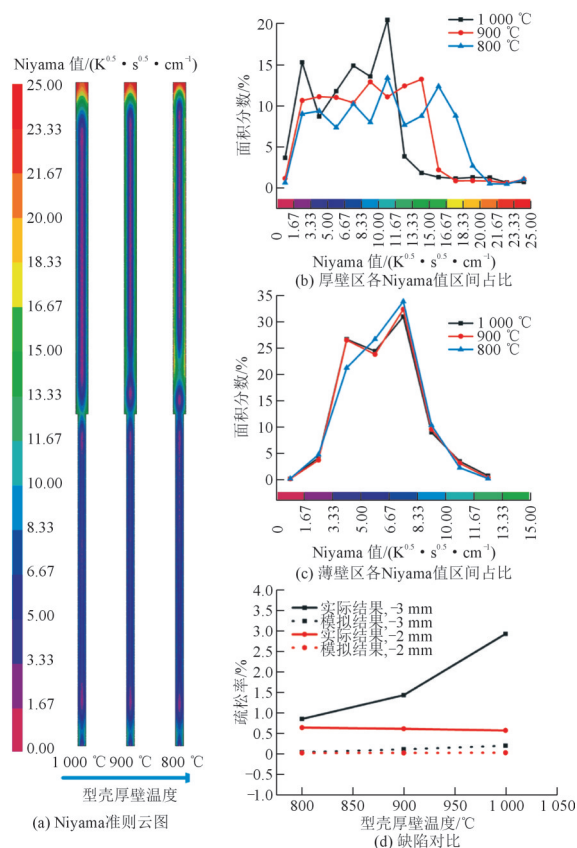


图4 不同工艺参数下K439B高温合金铸件的缩松模拟结果
Fig.4 Simulation results of porosities of K439B superalloy castings under various parameters

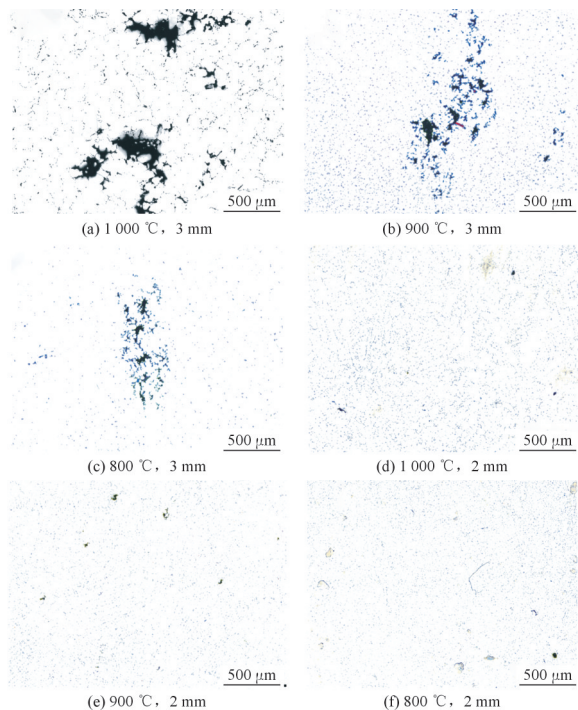


图5 不同参数下 K439B 高温合金铸件不同壁厚区域的金相组织

Fig.5 Metallographic structure of K439B superalloy castings at different wall thickness regions under various parameters

更短的凝固时长、更高的冷却速率以及更低的缩松率,这表明该工艺条件在优化凝固顺序与提高补缩效率方面具备综合优势。上述结果一致证实,通过对型壳温度实施合理的局域调控,能有效改善铸件的凝固路径与最终质量。

图6为经过腐蚀后厚壁型壳温度对铸件SDAS的影响。可以看出,厚壁型壳温度对SDAS大小影响显著。当厚壁型壳温度为1000 °C时,SDAS为88.26 μm,枝晶组织非常发达。这主要是由于凝固过程中的热驱动力不足,较低的冷却速率为枝晶生长提供了充足的扩散时间,使得二次枝晶臂得以充分生长并粗化^[24]。这种粗大的枝晶结构不仅会加剧溶质元素在枝晶间的偏析程度,还易形成连续的缩松通道,对材料的力学性能及致密性不利。当厚壁型壳温度降至900 °C和800 °C时,枝晶形貌急剧细化,SDAS分别为26.9与19.84 μm,较1000 °C时分别降低了约69.52%和77.52%。这是由于较高的冷却速率不仅促进了一次枝晶臂侧面大量二次枝晶的形核,同时大幅度抑制了枝晶臂的粗化过程。在这种条件下,枝晶未来得及通过溶质扩散实现熟化生长即被“冻结”,最终形成细小致密的枝晶组织^[24]。而对于薄壁区域,SDAS分别为39.23、38.61和38.07 μm,与厚壁区域SDAS随型壳温度降低而大幅细化的趋势不同,薄壁区域由于固有的热力学条件,始终保持着相对稳定的

冷却速率和凝固路径,因而其枝晶形貌未发生明显变化。

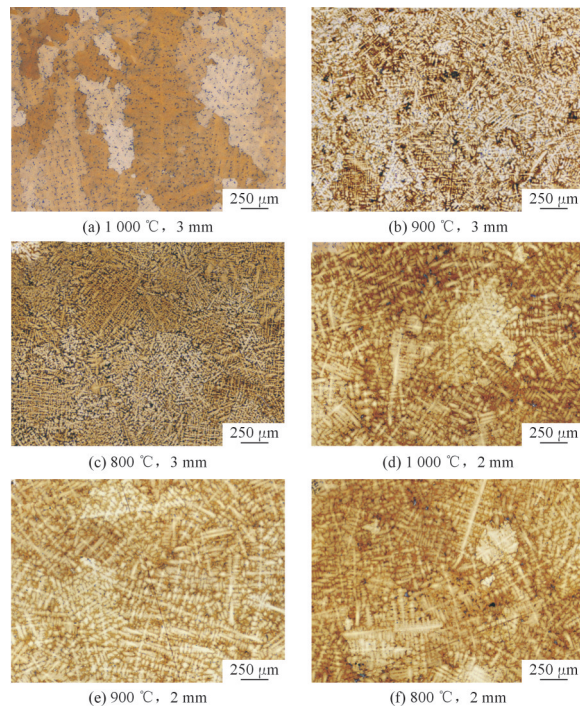


图6 厚壁型壳温度对铸件SDAS的影响

Fig.6 Influence of thick-walled shell temperature on SDAS of castings

图7为铸件晶粒形貌及晶粒尺寸统计。分析发现,厚壁型壳温度与晶粒尺寸之间呈现出负相关关系,即厚壁型壳温度越低,晶粒越细化,而薄壁区域的晶粒尺寸并未随厚壁型壳温度的变化而产生显著改变。当厚壁型壳温度为1000 °C时,平均晶粒尺寸为624.14 μm。这主要是由于较高的型壳温度导致熔体过冷度较小、冷却速率较低,形核率因而受限,在此条件下,初始晶核获得充分的生长时间与空间,最终形成粗大的晶粒组织。同时铸件内部晶粒尺寸分布不均匀,粗大晶粒与细小晶粒共存,反映出缓慢而不稳定的凝固过程。当厚壁型壳温度降至900 °C与800 °C时,晶粒得到明显细化,平均尺寸分别约为303.39 μm与235.22 μm,较1000 °C时降幅分别达51.39%与62.31%。这一变化是因为型壳温度降低所引起的过冷度增大与冷却速率提高,两者共同促进了形核率的上升,大量晶核在熔体中同时形成并生长,彼此迅速接触而限制进一步粗化,最终形成均匀细小的等轴晶组织。在薄壁区域,晶粒尺寸虽也随厚壁型壳温度下降而下降,但波动较小,表明其凝固组织对厚壁型壳温度变化不敏感,具有高度稳定性。

碳化物的尺寸与分布形态对合金力学性能,特别是塑性与韧性具有重要影响。在凝固过程中,沿晶界析出的粗大连续网状碳化物会形成脆性骨架结构,在

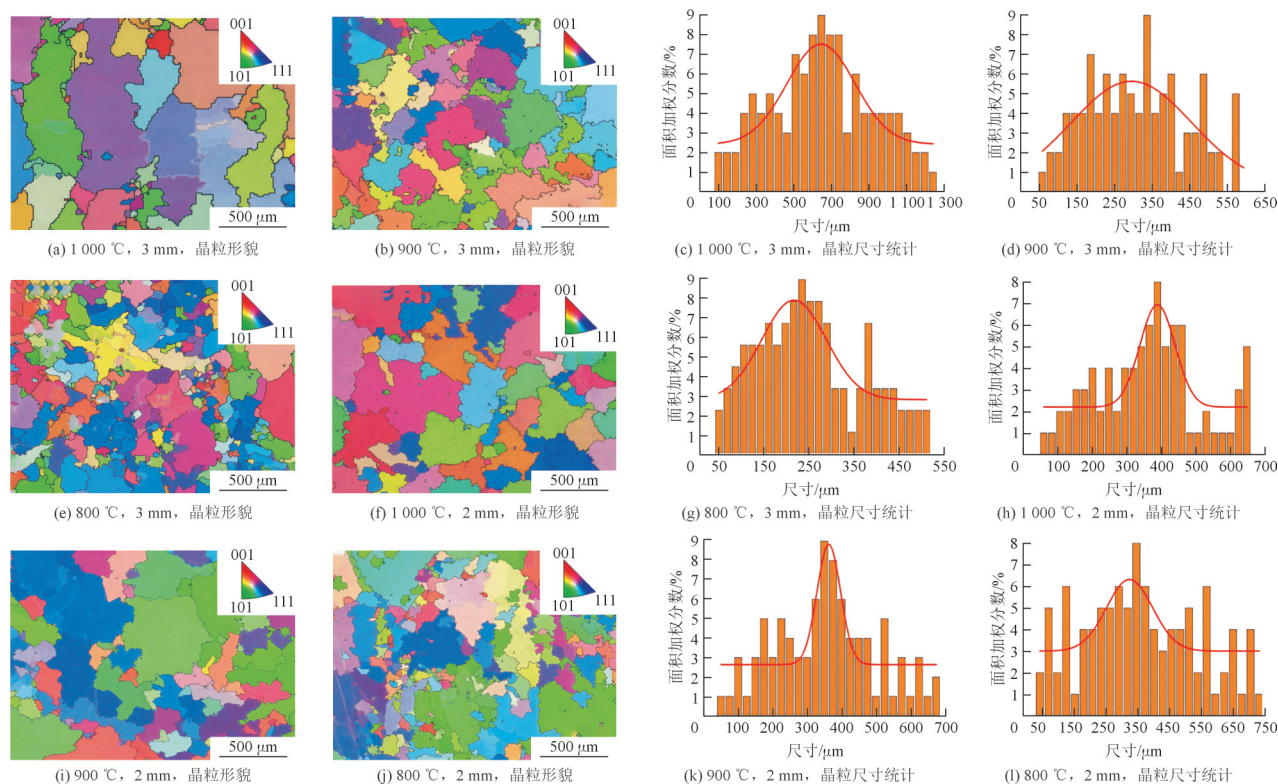


图7 铸件晶粒形貌及晶粒尺寸统计

Fig.7 Grain morphologies of castings and statistics of grain size

外部应力作用下易成为裂纹源与扩展通道,大幅增加材料的脆性断裂倾向。图8和图9为铸件碳化物形貌及其能谱分析。可以看出,碳化物主要是富含Ti、Nb、Ta、W等元素的MC碳化物,主要分布在晶界和晶内。图10为碳化物尺寸及体积分数。可以看出,碳化物尺寸及体积分数随厚壁型壳温度降低呈下降趋势。当型壳温度为1000℃时,碳化物平均尺寸为7.71 μm,体积分数为3.6%。当温度降至900℃与800℃,其平均尺寸分别减小至6.69 μm与4.03 μm,体积分数相应降至2.67%与2.07%,平均尺寸和体积分数的整体降幅

达47.73%和42.5%。这主要是因为SDAS的细化减轻了溶质元素在枝晶间的偏析程度。同时冷却速率的提高也限制了碳化物的扩散生长过程,较高的过冷度与较短的局部凝固时间共同抑制了碳化物的粗化,使其析出形态由连续网状向细小粒状转变^[25]。这种微观结构的演变有效破坏了晶界脆性相的连续性,既减轻了对基体的割裂效应,又通过细化碳化物实现了裂纹扩展路径的钝化,有利于提升材料的强度与断裂韧性。在薄壁区域,碳化物尺寸与体积分数在不同工艺条件下均保持相对稳定,体现出良好的组织稳定性。

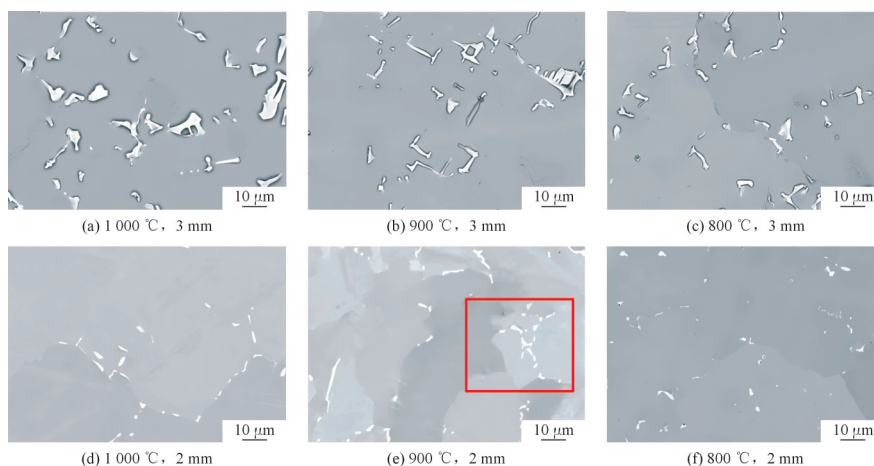


图8 铸件碳化物形貌

Fig.8 Carbide morphologies of castings

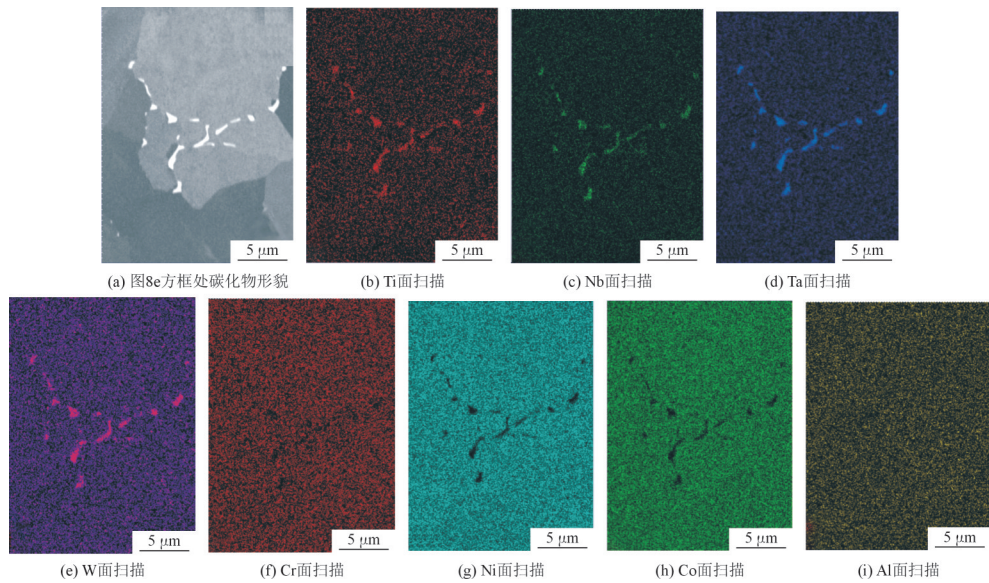


图9 图8e方框处碳化物形貌及能谱分析

Fig.9 Morphologies and EDS results of carbides insquare location of Fig.8e

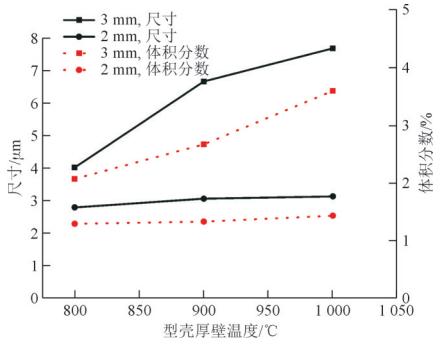


图10 碳化物尺寸及体积分数

Fig.10 Size and volume fraction of carbides

图11和表3为不同参数下铸件不同区域的应力-应变曲线和力学性能。可以看出,随厚壁区域型壳温度降低,3 mm厚壁铸件的屈服强度从1 000 ℃时的625 MPa提升至800 ℃时的846 MPa,增幅达35.36%。该强化效应主要源于晶粒细化所带来的Hall-Petch效应。然而,鉴于该区域缩松率较高,在拉伸应力的作用下,此类缺陷作为应力集中部位,会促使微裂纹在早期萌生并快速扩展,致使厚壁区域铸件的伸长率提升幅

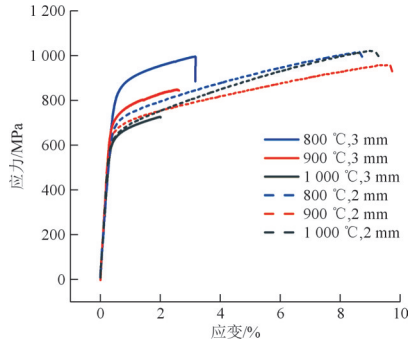


图11 不同参数下铸件不同区域的应力-应变曲线

Fig.11 Stress-strain curves of castings at different regions under various parameters

度受限,塑性仍处于较低状态,材料在经历有限的塑性变形后便发生早期断裂。薄壁区域在不同工艺条件下,其强度与塑性均未出现显著改变。由于薄壁区域的缩松率和碳化物尺寸均较小,其塑性表现良好,因此抗拉强度普遍高于厚壁区域的试样。综上,型壳局部温度调控能够有效优化铸件不同区域的力学性能,实现整体性能的提高。

表3 不同参数下铸件不同区域的力学性能

Tab.3 Mechanical properties of castings at different regions under various parameters

型壳厚壁温度/℃	铸件壁厚/mm	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%
800	3	846	998	3.2
	2	704	1 018	8.8
900	3	724	850	2.6
	2	664	961	9.7
1 000	3	625	728	2.0
	2	638	1 025	9.4

3 结 论

(1)型壳温度局域调控有效实现了铸件自上而下的顺序凝固。当厚壁型壳温度从1 000 ℃降至800 ℃时,该区域凝固时间缩短了44.07%,冷却速率提高了46.72%,使其在薄壁补缩通道关闭前完成凝固。这一优化使Niyama低值区(0~11.67)占比下降了34.41%,高值区(11.67~25.00)占比上升了257.20%,厚壁区域缩松率预测从0.21%降至0.05%,铸件实际缩松率从2.93%显著降低至0.82%,符合预测趋势。同时,薄壁区域因型壳温度恒定,其凝固行为保持稳定。

(2)型壳温度局域调控可有效优化微观组织。厚

壁区域铸件二次枝晶臂间距细化了77.52%,晶粒尺寸减小了62.31%,碳化物尺寸和体积分数分别下降了47.73%和42.5%。薄壁区域因型壳温度保持不变,各项参数均保持稳定。型壳温度局域调控在改善厚壁区域质量的同时确保了薄壁区域的工艺稳定性,为提升铸件整体性能提供了有效途径。

(3)型壳温度局域调控可显著改善铸件的力学性能。随着厚壁型壳温度从1 000℃降至800℃,厚壁铸件屈服强度提升了35.36%,这主要源于晶粒细化带来的Hall-Petch效应。虽然伸长率有所改善,但因疏松缺陷导致的应力集中仍限制其塑性发展。薄壁区域力学性能保持稳定,其抗拉强度始终优于厚壁区域,但屈服强度因晶粒较粗而相对较低。因此,该调控策略可实现铸件不同区域力学性能的协同优化。

参 考 文 献

- [1] 祝国梁,孔德成,周文哲,等.选区激光熔化 γ' 相强化镍基高温合金裂纹形成机理与抗裂纹设计研究进展[J].金属学报,2023,59(1):16-30.
- [2] WU Y T, LI C, XIA X C, et al. Precipitate coarsening and its effects on the hot deformation behavior of the recently developed γ' -strengthened superalloys [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 67: 95-104.
- [3] 师昌绪,仲增墀.我国高温合金的发展与创新[J].金属学报,2010,46(11):1 281-1 288.
- [4] 熊艳才.精密铸造技术在航空工业中的应用和发展[J].航空制造技术,2008,51(22):32-35.
- [5] 孙宝德,王俊,康茂东,等.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.
- [6] 张雷雷,陈晶阳,汤鑫,等.K439B铸造高温合金800℃长期时效组织与性能演变[J].金属学报,2023,59(9):1 253-1 264.
- [7] 樊振中.熔模精密铸造在航空航天领域的应用现状与发展趋势[J].航空制造技术,2019,62(9):38-52.
- [8] 王迪,李九霄,董安平,等.熔模铸造型壳用材料研究进展[J].精密成形工程,2023,15(4):205-216.
- [9] 吴江,冯志军,闫卫平,等.调压铸造技术的研究现状及发展[J].铸造,2009,58(8):804-809.
- [10] 曾建民,周尧和.一种调压铸造方法:CN1034876A[P].1989-8-23.
- [11] 刘明亮,李九霄,张静雯,等.基于数值模拟的K418B高温合金精密铸件组织与性能研究[J].精密成形工程,2023,15(8):129-138.
- [12] 欧仁侠,张华磊,陈洪斌.反重力金属铸造设备控制系统设计[J].中国金属通报,2017(11):119-120.
- [13] 张逢骏.叶轮快速成型件的熔模铸造工艺与数值模拟研究[D].江苏镇江:江苏大学,2016.
- [14] 桂大兴,孙宝德,董安平.大型多功能、高性能、智能化真空感应熔炼装备设计[J].中国铸造装备与技术,2022,57(6):23-35.
- [15] 刘鑫悦,苏小平.低压铸造UNILIA氢燃料电池堆系统盲端冷却优化[J].特种铸造及有色合金,2025,45(9):1 307-1 311.
- [16] 隋大山,周德鹏,杜大帆,等.镍基高温合金薄壁结构显微组织与力学性能演化特征[J].航空材料学报,2025,45(5):131-141.
- [17] NAWROCKI J, MOTYKA M, SZELIGA D, et al. Effect of cooling rate on macro-and microstructure of thin-walled nickel superalloy

precision castings[J].Journal of Manufacturing Processes, 2020, 49: 153-161.

- [18] ZHAO G D, ZANG X M, SUN Y X, et al. Effect of cooling rate on solidification behavior and micro-segregation of high-alloyed wrought superalloy GH4975[J]. China Foundry, 2026, 23(1):83-93.
- [19] 张成,茹亚东,左婷婷,等.浇注参数对Cu-6Ag合金铸锭缩孔缺陷的影响[J/OL].上海交通大学学报,doi: 10.16183/j.cnki.jsjtu.2025.140.
- [20] 王迪,隋大山,李九霄,等.镍基高温合金调压铸造非线性压力曲线设计与验证[J].精密成形工程,2023,15(9):141-151.
- [21] 王迪,刘明亮,何林,等.K4169高温合金反重力铸造薄壁机匣非线性充型设计与实验研究[J].航空材料学报,2025,45(5):171-182.
- [22] 胡柏乐.铜合金铸造过程界面传热系数反求算法与实验研究[D].武汉:华中科技大学,2018.
- [23] 王玲,许斌斌,刘林,等.重熔温度对Inconel718定向凝固过程中糊状区偏析和Rayleigh数的影响[J].稀有金属材料与工程,2017,46(2):565-570.
- [24] 程煜刚,李俊琛,郑道友,等.冷却速率对ADC12合金凝固组织与性能的影响[J].特种铸造及有色合金,2025,45(1):59-64.
- [25] 潘维,王毅,扈圣军,等.冷却速率对激光增材GH4099合金中显微组织及性能影响研究[J].精密成形工程,2024,16(10):107-114.

(编辑:刘晨辉)

《特种铸造及有色合金》征稿启事

《特种铸造及有色合金》杂志是中国科学技术协会主管、中国机械工程学会铸造分会和武汉机械工艺研究所共同主办的全国性科技期刊,是对国内外公开发行的中文核心期刊,中国科技论文统计与分析用刊,INSPEC、CA、MA、AJ、JST、Scopus等国内外权威数据库及检索系统收录期刊,并获得全国优秀科技期刊一等奖、国家期刊奖、新中国60年有影响力的期刊、湖北省十大有影响力的自然科学期刊等。

本刊面向国内外广大科技工作者征稿,征稿内容包括:各种(黑色和有色合金)特种铸造方法、各种有色合金及复合材料的成形理论、工艺、设备、材料、测试与控制、计算机应用等方面的科技成果、生产技术和现场经验,此外还包括各相关学科和交叉学科,如挤压铸造(液态模锻)、半固态加工、新能源材料、电子封装、高熵合金、非晶合金(金属玻璃)、焊合、粉末冶金、合金化、热处理、表面处理等方面的学术和技术研究成果等。

特种铸造及有色合金杂志社(武汉)有限公司

地址:武汉市江岸区建设大道融玺1001大厦11楼

邮编:430019

电话:027-85358206,85486024,

85358127

投稿网址:www.special-cast.com

邮箱:tzzz@special-cast.com

