

引用格式: 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.

SUI Dashan, ZHOU Depeng, DU Dafan, et al. Revolution features of microstructures and mechanical properties of nickel-based superalloy thin-walled castings[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(5): 131-141.

镍基高温合金薄壁结构显微组织与力学性能演化特征

隋大山^{1*}, 周德鹏¹, 杜大帆², 董安平²

(1. 上海交通大学材料科学与工程学院 塑性成形技术与装备研究院, 上海 200030; 2. 上海交通大学材料科学与工程学院 上海市先进高温材料及其精密成形重点实验室, 上海 200240)

摘要: 为满足轻量化需求, 铸件结构正朝着薄壁化方向发展, 因此有必要研究镍基高温合金薄壁结构的微观组织和力学性能演化特征。首先设计包含壁厚 1、1.25 mm 和 1.5 mm 的薄壁铸件, 分别在两种工艺条件下完成重力浇注, 并对两种铸件进行微观组织分析和力学性能测试, 获得铸件不同壁厚处的二次枝晶臂间距 (secondary dendrite arm spacing, SDAS)、晶粒形貌和晶粒平均尺寸、 γ' 相尺寸与体积分数等微观组织特征值, 以及相应的硬度和抗拉强度。结果表明: 随着铸件壁厚由 1mm 增大到 1.25 mm 和 1.5 mm 时, SDAS 增加了 29.9% 以上。当砂箱温度 900 °C 时, 铸件抗拉强度随着壁厚增加而波动; 当砂箱温度 25 °C 时, 铸件抗拉强度随着壁厚增加而升高。通过数值模拟, 确定铸件的冷却速率变化范围。砂箱温度 900 °C 的铸件冷却速率范围为 16.0~28.2 °C/s; 砂箱温度 25 °C 的铸件冷却速率范围为 26.2~58.5 °C/s。

关键词: 镍基高温合金; 薄壁结构; 微观组织; 力学性能; 数值模拟

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2025.000064

CSTR: 32420.14.j.issn.1005-5053.2025.000064

中图分类号: V252.2

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)05-0131-11

Revolution features of microstructures and mechanical properties of nickel-based superalloy thin-walled castings

SUI Dashan^{1*}, ZHOU Depeng¹, DU Dafan², DONG Anping²

(1. Institute of Forming Technology & Equipment, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200030; 2. Shanghai Key Laboratory of Advanced High-temperature Materials and Precision Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: To meet the lightweight requirements, the structure of castings is evolving towards thin-walled designs. Therefore, it is necessary to study the evolution characteristics of the microstructures and mechanical properties of thin-walled structures made of nickel-based superalloys. Firstly, a thin-walled casting with wall thicknesses of 1, 1.25 mm and 1.5 mm is designed. Gravity casting experiments are conducted under two different process conditions, and the microstructural analysis and mechanical property tests are carried out for two types of castings, respectively. The values of microstructural characteristics are determined, including secondary dendrite arm spacing (SDAS), grain morphology and average grain size, as well as the size and volume percentage of the γ' phase at different wall thicknesses of the castings under different cooling conditions. The corresponding hardness and tensile strength also are measured by experiments. The results show that SDAS increases by more than 29.9% as the wall thickness of the casting increases from 1 mm to 1.25 mm and 1.5 mm. The tensile strength of the casting fluctuates with the increase in wall thickness when the flask temperature is 900 °C. However, the tensile strength of the casting increases as the wall thickness increases when the flask temperature is 25 °C. The variation range of the castings cooling rates are determined through numerical simulation. The cooling rate range of castings with a sand mold temperature of 900 °C ranges from 16.0 °C/s to 28.2 °C/s while those produced with a sand mold

temperature of 25 °C exhibit a cooling rate range of 26.2 °C/s to 58.5 °C/s.

Key words: nickel-based superalloy; thin-walled structure; microstructure; mechanical property; numerical simulation

镍基高温合金因其优异的综合性能和良好的组织稳定性而广泛用于高温零部件^[1-2]。K439B 镍基合金是由北京航空材料研究院研制的服役温度达 800 °C 以上的一种新型高温合金。张雷雷等^[3-6]系统研究了 K439B 合金铸造过程微观组织和力学性能的演化规律以及 800 °C 长期时效组织与性能特征。鄯宇等^[7]采用有限元与元胞自动机相结合方法建立了 K439B 框型铸件数值模型,并与实际浇注实验比对确定了模型的准确性。零部件结构轻量化和一体化对装备整体性能的提升非常重要^[8-10],因此热端零部件的薄壁特征越来越明显^[11],亟需对 K439B 薄壁结构的组织性能开展深入研究。

已有学者对高温合金薄壁结构微观组织特征开展了研究。Nawrocki 等^[12]研究了冷却速率对 Inconel 713C 合金不同直径铸件二次枝晶臂间距 λ_2 的影响,确定了 λ_2 与平均冷却速率之间的函数关系。Koerber 等^[13]研究不同壁厚对单晶镍基高温合金 MAR M247 LC 一次枝晶臂间距 λ_1 和二次枝晶臂间距 λ_2 的影响时发现,平均 λ_1 随壁厚的减小而略有减小,而平均 λ_2 与铸型壁厚无关。李剑锋等^[14]研究了薄壁高温合金微观组织的截面尺寸效应,总结出一次枝晶臂间距、二次枝晶臂间距以及 γ' 相尺寸随不同壁厚的变化规律。周德鹏等^[15]研究了 K439B 合金 1 mm 和 2 mm 壁厚平板铸态组织特征,实验与模拟表明更薄的壁厚有着更高的

冷却速率,叠加温度梯度进而影响枝晶臂间隙。

为进一步研究 K439B 镍基高温合金薄壁结构不同壁厚的微观组织和力学性能演化特征,设计包含壁厚为 1、1.25 mm 和 1.5 mm 的薄壁平板铸件,进行重力精密铸造实验。根据制备的薄壁铸件,观察测量 SDAS、 γ' 相尺寸及体积分数和晶粒尺寸等微观组织特征数据,同时测量硬度和抗拉强度等力学性能数据,同时利用数值模拟软件,模拟铸件充型凝固时的温度梯度和冷却速率等参数,分析壁厚和冷却条件对薄壁铸件微观组织和力学性能的影响规律,为制订合理铸造工艺提供依据。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验选用北京航空材料研究院研制的 K439B 镍基高温合金,合金的化学成分主要由 Ni、Co、Cr、Al、W、Ti、Ta、Nb、C 及 B 元素组成,其中 Ti+Al 的成分范围为 4.7%~5.3%(质量分数)。

1.2 实验方法

实验内容主要包括为重力浇注实验、微观组织观察、力学性能测试和有限元数值模拟等。设计如表 1 所示的浇注实验,其中 C₁ 和 C₂ 分别代表两种不同工艺条件(砂箱温度分别为 900 °C 和 25 °C)下浇注出的铸件。

表 1 浇注实验
Table 1 Pouring experiments

Casting	Thickness/mm	Cooling environment	Pouring temperature/°C	Preheated temperature of shell/°C
C ₁	1	Casting in 900 °C sand mold and air-cooled together	1580	900
	1.25	Casting in 900 °C sand mold and air-cooled together	1580	900
	1.5	Casting in 900 °C sand mold and air-cooled together	1580	900
C ₂	1	Casting in 25 °C sand mold and air-cooled together	1580	900
	1.25	Casting in 25 °C sand mold and air-cooled together	1580	900
	1.5	Casting in 25 °C sand mold and air-cooled together	1580	900

1.2.1 重力浇注实验

设计薄壁特征结构件如图 1(a)所示,其中薄板尺寸为 t mm×115 mm×200 mm(t 为厚度)。首先通过光敏树脂 3D 打印技术制作蜡模,之后经过挂浆、撒砂、烘干结壳、脱蜡等工序制备厚度约为 10 mm 模壳。按照表 1 所列实验方案将模壳和砂箱在井

式电阻加热炉中加热至 900 °C 并保温,最后在真空感应熔炼炉中完成两个铸件的浇注,如图 1(b)所示,其中浇注温度和浇注时间均为 1580 °C 和 3 s。

1.2.2 微观组织表征

在各薄板取样,选取薄壁表面和心部切割制样,依次完成打磨、抛光和腐蚀,腐蚀剂配比为

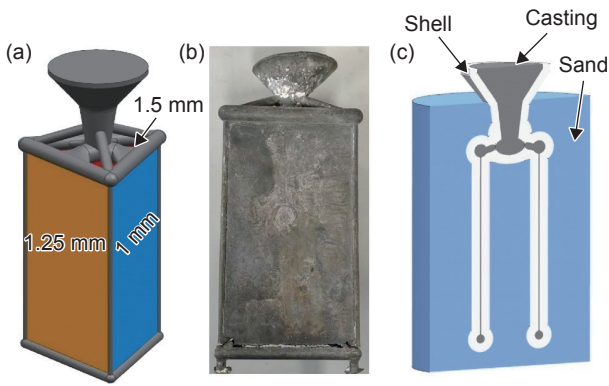


图1 铸件实物和数值模型 (a)CAD模型; (b)铸件实物; (c)数值模型

Fig. 1 Real casting and numerical model (a)CAD model; (b)real casting; (c)simulation model

$\text{HNO}_3:\text{HF}:\text{甘油}=1:1:3$, 腐蚀时间 3~4 min。之后分别使用 Axio Image. M2 m 光学显微镜观察分析枝晶形貌和特征, 并完成二次枝晶臂间距 (secondary dendrite arm spacing, SDAS) 的测量; 采用场发射扫描电子显微镜 (ESCAN Mira3) 获取铸态下微观组织各相特点以及晶粒尺寸、晶粒形态分布特点等信息, 之后通过 Imageproplus 软件对 γ' 相的尺寸和体积分数进行测量。

1.2.3 力学性能测试

使用显微硬度计 (HV-1000STN) 在薄板表面和心部分别进行硬度测试, 测试多个硬度点并取平均值, 载荷为 4.903 N, 保压 15 s。每个薄壁结构取三个拉伸试样, 如图 2 所示, 并使用 INSTRON 电子万能试验机 (量程 100 kN) 进行室温拉伸, 拉伸速率为 1.2 mm/min (应变速率为 0.0004 s^{-1})。

1.2.4 数值模拟

采用 ProCAST 模拟软件完成数值建模和计算, 获取铸件充型凝固时的温度梯度和冷却速率等参数, 对铸件微观组织和力学性能演化进行理论分析。

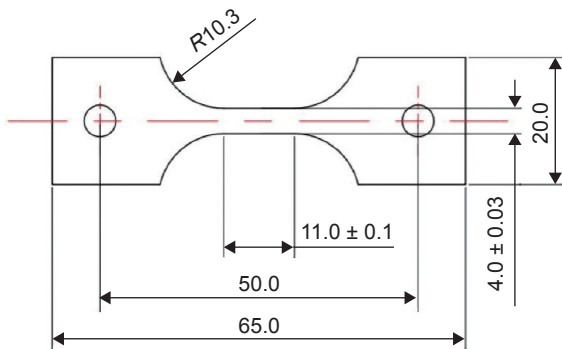


图2 室温拉伸试样尺寸图

Fig. 2 Dimensional drawing of room temperature tensile samples

2 结果与分析

2.1 微观组织特征

2.1.1 二次枝晶臂间距

利用蔡司金相显微镜 (Axio Imager 2) 拍摄的试样枝晶形貌如图 3 和图 4 所示。

根据经典的 Kurz-Fisher 模型^[16], 二次枝晶臂间距 λ_2 的计算公式为:

$$\lambda_2 = \beta C_R^{-\frac{1}{3}} \quad (1)$$

式中: β 是与合金成分及扩散系数相关的常量; C_R 为冷却速率。

测得铸件不同位置的 SDAS 如表 2 所示。薄壁铸件的冷却速率较高, SDAS 较小, 无法满足三次枝晶的生长, 从图 3 和图 4 的金相结果中可以看出两个铸件均未出现三次枝晶。由于冷却速率随着壁厚增大而降低, 铸件 C_1 整体冷却速率要低于铸件 C_2 。随着壁厚的增加, C_1 和 C_2 的 SDAS 均随之增大; 对于同一铸件相同壁厚的薄壁结构, 表面的 SDAS 小于心部; 不同铸件相同壁厚时, 铸件 C_1 的 SDAS 要大于铸件 C_2 。另外能够明显地看出在铸件 C_2 中出现了更多疏松, 心部位置及较厚薄板也相对更容易出现疏松, 这是因为更高的冷却速率使得金属液快速凝固, 内部的补缩通道过早关闭, 熔体之间因无法获得足够补缩而出现疏松缺陷。由表 2 中的二次枝晶臂间距 SDAS 结果可知, 在 900 °C 砂箱中浇注的铸件 C_1 , 其 1.25 mm 和 1.5 mm 厚度薄板表面的 SDAS, 相较于 1 mm 厚度薄板分别增加了 63.9% 和 116.5%, 心部 SDAS 分别增加了 29.9% 和 115.0%。而 25 °C 砂箱浇注的铸件 C_2 的 SDAS 也具有类似变化规律, 但在相同壁厚和位置处, 铸件 C_2 的 SDAS 要小于 C_1 。

2.1.2 晶粒形貌与尺寸

图 5 为两个铸件不同壁厚薄板表面的 EBSD 图。铸件表面晶粒尺寸分布不均, 在较大尺寸的晶粒之间分布着许多细小的晶粒, 随着壁厚的增加, 晶粒尺寸分布逐渐均匀化, 同时 C_2 的细小晶粒占比更大。另外随着壁厚的增加, 铸件表面的晶粒尺寸随之增加。对于 C_1 , 1 mm 薄壁表面平均晶粒尺寸为 345.1 μm , 1.25 mm 和 1.5 mm 薄壁分别为 430.4 μm (增大 24.7%) 和 554.0 μm (增大 60.5%); 对于 C_2 , 1 mm 薄壁表面平均晶粒尺寸为 113.6 μm , 1.25 mm 和 1.5 mm 薄壁则分别为 171.0 μm (增大 50.5%) 和 332.8 μm (增大 93.0%)。对于 C_2 , 板厚的变化对晶粒尺寸的影响更加明显。另外由于

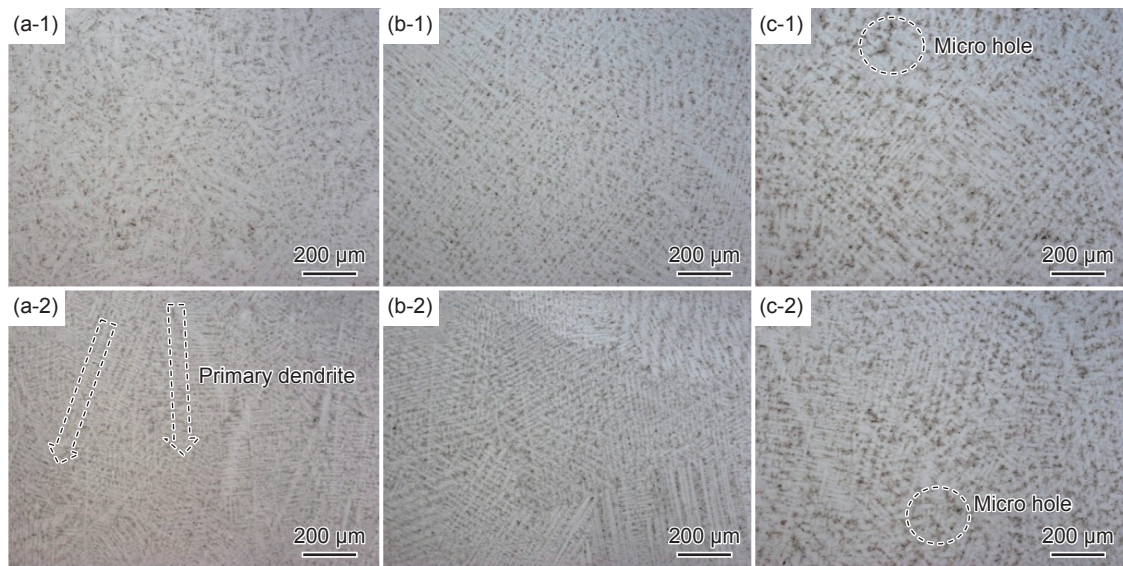


图 3 C₁ 薄壁枝晶形貌 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)表面; (2)心部

Fig. 3 Thin-wall dendrite morphology of C₁ (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)surface; (2)center

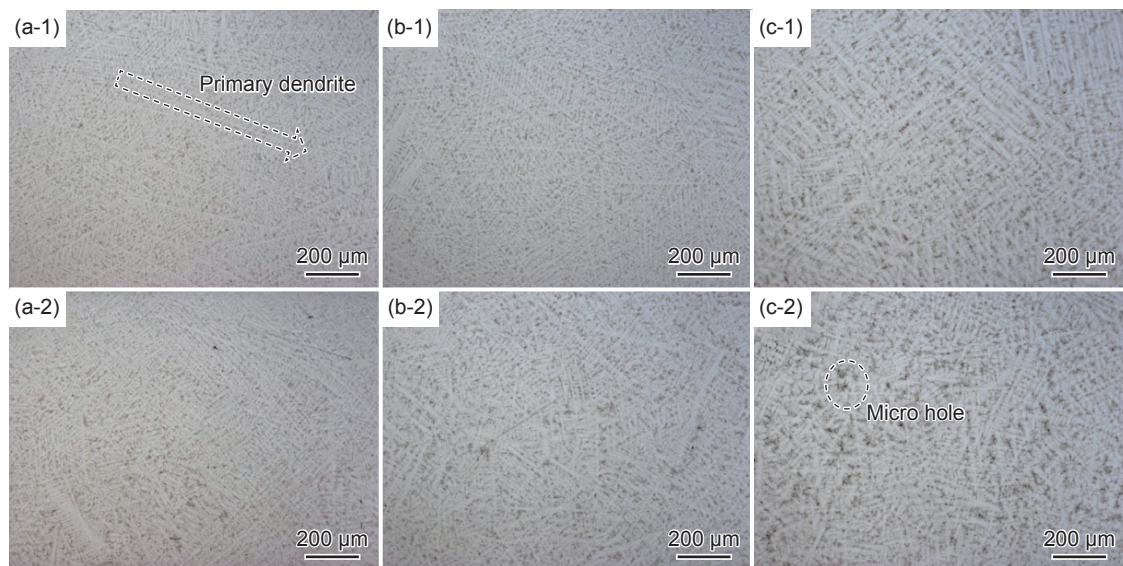


图 4 C₂ 薄壁枝晶形貌 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)表面; (2)心部

Fig. 4 Thin-wall dendrite morphology of C₂ (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)surface; (2)center

表 2 铸件不同位置的 SDAS

Table 2 Secondary dendrite arm spacing at different locations in the casting

Location	Thickness/mm	SDAS/ μm	
		Surface	Center
C ₁	1	12.47	16.03
	1.25	20.44	20.83
	1.5	27.00	34.46
C ₂	1	11.98	13.08
	1.25	19.66	22.07
	1.5	21.58	23.87

C₂ 是常温砂箱保温冷却, 相较于 C₁ 的 900 °C 砂箱保温有更大的冷却速率, 因此在同一壁厚薄板下, C₂ 有着更为细密的晶粒分布和更小的晶粒尺寸, 具体表现为 1 mm 薄壁平均晶粒尺寸减小了 67.1%, 1.25 mm 薄壁平均晶粒尺寸减少了 30.3%, 1.5 mm 薄壁平均晶粒尺寸减少了 40.0%。由此可见, 冷却条件的变化对更薄的位置影响更大。

图 6 为两个铸件不同壁厚薄壁心部的 EBSD 图。晶粒形态分布规律均为薄壁表面分布着柱状晶, 心部分布着等轴晶。但两个铸件在两种晶粒形态的分布面积分数则所有不同, 明显看出 C₂ 在中心位置的等轴晶尺寸更小, 两侧表面生长的柱状晶

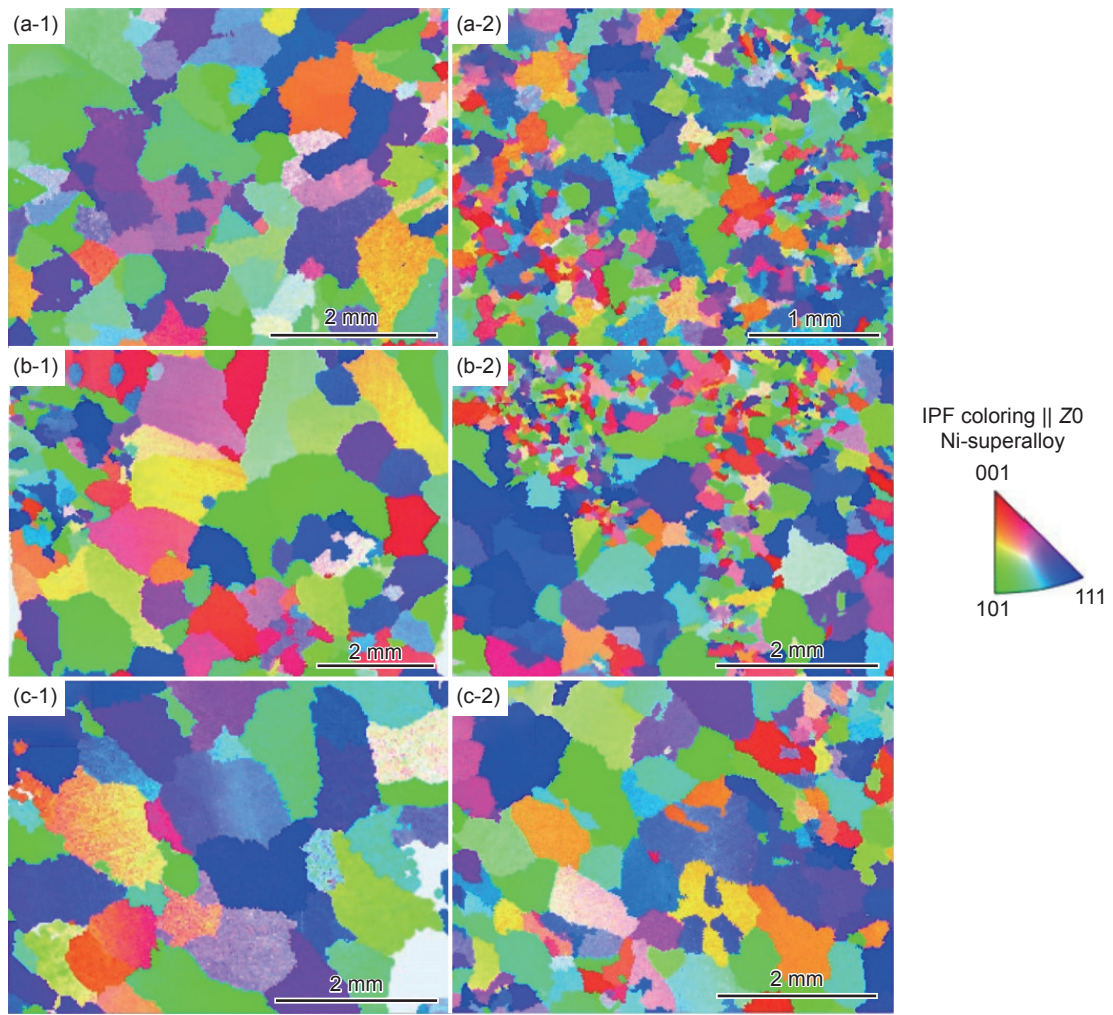


图 5 铸件薄壁表面晶粒 EBSD 图 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)C₁; (2)C₂

Fig. 5 EBSD maps of thin-wall surface grains (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)C₁; (2)C₂

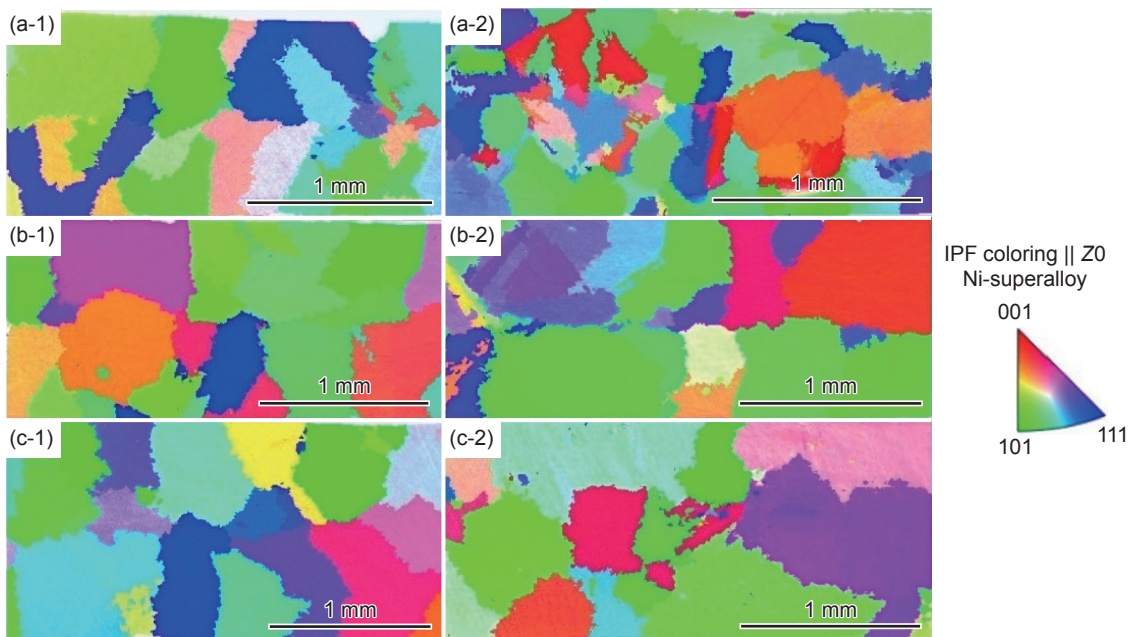


图 6 铸件薄壁心部晶粒 EBSD 图 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1) C₁; (2) C₂

Fig. 6 EBSD maps of thin-wall center grains (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)C₁; (2)C₂

挤占了等轴晶的生长空间。在平均晶粒尺寸上, C_1 的 1 mm 薄壁平均晶粒尺寸为 $183.3 \mu\text{m}$, 1.25 mm 和 1.5 mm 薄壁平均晶粒尺寸分别为 $245.9 \mu\text{m}$ 和 $247.6 \mu\text{m}$, 增加了 34.2% 和 35.1%; C_2 的 1 mm 薄壁平均晶粒尺寸为 $121.3 \mu\text{m}$, 1.25 mm 和 1.5 mm 薄壁平均晶粒尺寸分别为 $162.7 \mu\text{m}$ 和 $212.7 \mu\text{m}$, 增加了 34.1% 和 75.0%。 C_2 与 C_1 相比在 1 mm 和 1.5 mm 薄壁平均晶粒尺寸分别减小了 33.8%、33.7% 和 14.1%。虽然 C_2 在三个厚度薄壁壁厚方向上同样有着更小的晶粒尺寸, 与表面位置规律相同, 但是差距却在减小。由此可以看出 C_2 从表面到心部, 平均晶粒尺寸分布较 C_1 更为均匀。这是因为在快速冷却下, 短时间内整个薄壁均可达到较大过冷度, 形成大量晶核, 晶核彼此之间的生长会被相邻晶粒抑制, 从而使晶粒尺寸更加均匀。

铸件不同位置的平均晶粒尺寸如表 3 所示, 分析壁厚对晶粒尺寸在铸件表面和心部差异的影响, 结果表明, C_1 在 1、1.25、1.5 mm 薄壁的差异分别为 46.9%、42.9%、55.3%; C_2 的 1、1.25、1.5 mm 薄壁差异分别为 6.4%、4.8%、46.1%。两个铸件有着相同的变化规律, 即随着壁厚的增加, 表面与心部在晶粒尺寸上差异更大。这是由于壁厚较薄时, 表面与心部的温度梯度较小, 进入过冷状态的时间接近, 也导致形核密度区域一致, 晶粒尺寸差异小, 反观较大的壁厚, 其表面和心部温度梯度大, 表面会更早进入过冷状态, 以及更大的冷却速率, 使得表面有更大的形核率和生长时间, 与心部位置的晶粒尺寸差异相应增大。

表 3 铸件不同位置平均晶粒尺寸
Table 3 Average grain sizes at different locations in the casting

Casting	Thickness/mm	Average grain size / μm	
		Surface	Center
C_1	1	345.1	183.3
	1.25	430.4	245.9
	1.5	554.0	247.6
C_2	1	113.6	121.3
	1.25	171.0	162.7
	1.5	332.8	212.7

2.1.3 γ' 相尺寸与体积分数

K439B 镍基高温合金是以 γ 相为基体, γ' 相作为弥散强化相的高温合金。在其铸态组织中会出现 γ 基体相、 γ' 强化相、晶界间链状 MC 碳化物、晶内块状 MC 碳化物, 晶界处颗粒状的 $M_{23}C_6$ 碳化物以及枝晶间的 γ/γ' 共晶组织等。 γ' 相作为合金最主要的强化相, 其尺寸和体积分数是影响合金性能的重要因素, 需要分析不同铸造工艺条件对 γ' 的影响。虽然之后的热处理及时效处理会引起 γ' 的变化, 但是国内研究学者发现, 铸态合金 γ' 相的尺寸及体积分数较大时, 经过热处理的合金中 γ' 相的尺寸和体积分数仍然较大^[17], 因此铸态状态下 γ' 相尺寸和体积分数是后续热处理的重要前提数据。图 7 和图 8 分别是 C_1 和 C_2 各部分的 γ' 相 SEM 图。 C_1 和 C_2 各部分 γ' 相尺寸及体积分数分别如图 9 和表 4 所示。

张雷雷^[18] 通过相图热力学计算获知, γ' 相会

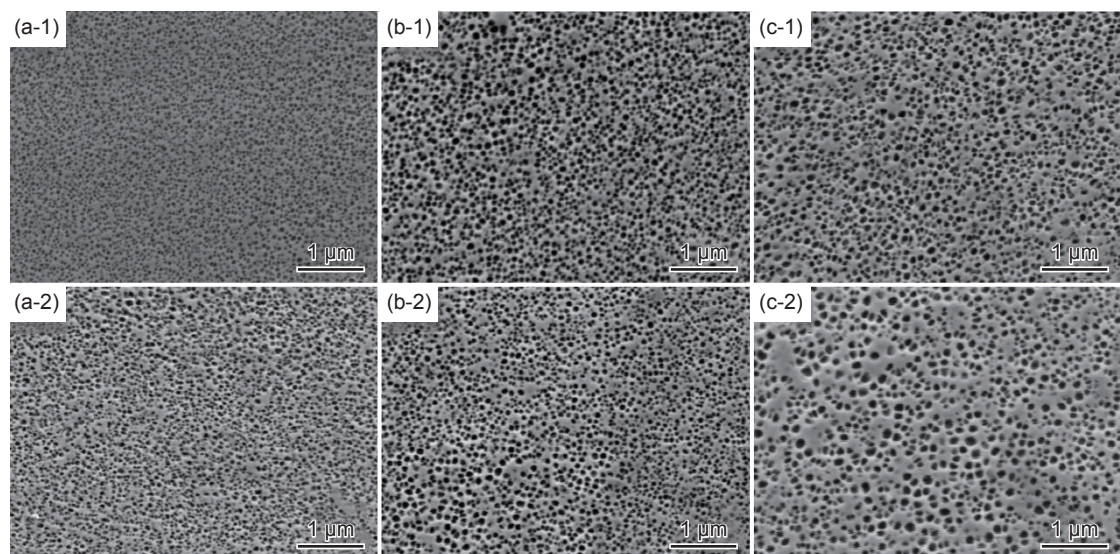


图 7 C_1 薄壁 γ' 相形态 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)表面; (2)心部

Fig. 7 Thin-wall γ' phase morphology of C_1 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)surface; (2)center

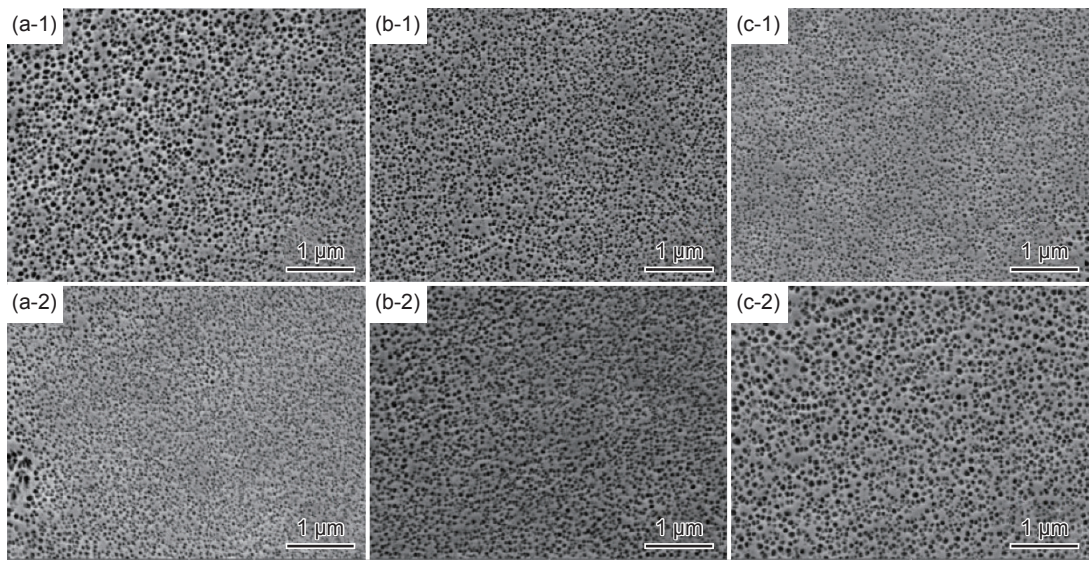


图 8 C₂ 薄壁 γ' 相形态 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)表面; (2)心部

Fig. 8 Thin-wall γ' phase morphology of C₂ (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm; (1)surface; (2)center

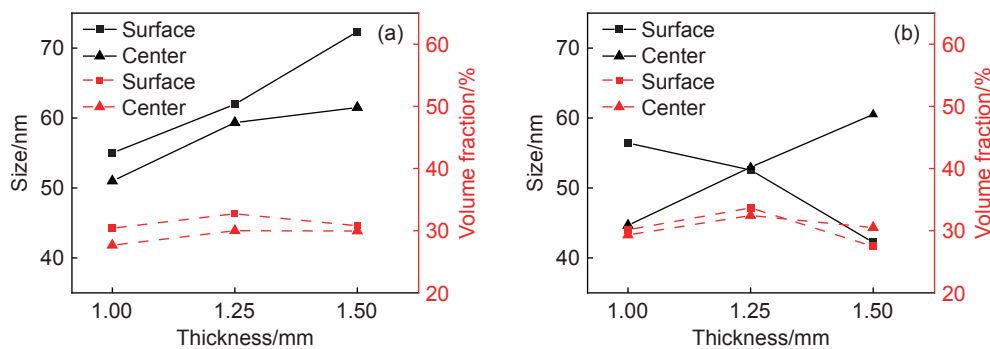


图 9 γ' 相尺寸与体积分数 (a)C₁; (b)C₂

Fig. 9 γ' phase sizes and volume percentages (a)C₁; (b)C₂

从 600~1080 °C 开始析出, 发生 $\gamma \rightarrow \gamma'$ 转变, 在 887 °C 时, MC 会和 γ 退化反应转化成 γ' 和 $M_{23}C_6$, 即 $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$ 。这意味着在相变温度区间的时间越久, γ' 相就越有足够时间析出并长大, 从而出现 γ' 尺寸和体积分数增大。在相同壁厚情况下, 900 °C 砂箱保温的铸件 C₁ 会比 25 °C 砂箱的铸件

C₂ 具有更大的 γ' 相尺寸和体积分数, 这与文献 [18] 的分析结论相符。另外根据相变原理, γ' 相形核的临界半径 r_c 和临界形核功 ΔG_c 为^[19]:

$$r_c = \frac{2p}{\Delta\mu} \quad (2)$$

$$\Delta G_c = \frac{16\pi p^3}{3\Delta\mu^2} \quad (3)$$

$$\Delta\mu \propto \Delta T \quad (4)$$

$$\Delta\mu \propto \Delta c \quad (5)$$

式中: p 为单位面积的 γ/γ' 相界面自由能; $\Delta\mu$ 为过饱和度; ΔT 为过冷度; Δc 为溶质过饱和度。当 $\Delta\mu$ 越大时, γ' 相临界半径越小, 且长大速率越高。另外, 薄壁铸件由表面向心部逐渐凝固, Al、Ti 等 γ' 相形成元素在心部富集, 后凝固的心部位置 Δc 更大, 利于 γ' 相形核与增长。但是铸件表面的冷却速率高于心部, 更高的冷却速率意味着过冷度 ΔT 更大, 造成更大的形核密度与增长速率, 此时冷却速率大, 利于

表 4 铸件 γ' 相尺寸与体积分数

Table 4 γ' phase sizes and volume fraction of castings

Casting	Thickness/mm	Phase size/nm		Volume fraction/%	
		Surface	Center	Surface	Center
C ₁	1	55.00	50.99	30.41	27.66
	1.25	61.97	59.34	32.72	30.00
	1.5	72.34	61.50	30.79	29.95
C ₂	1	56.42	44.66	30.15	29.32
	1.25	52.57	52.97	33.67	32.44
	1.5	42.22	60.52	27.47	30.50

γ' 相形成。卢毓华等^[17]研究不同冷却速率下GH4096高温合金中 γ' 相析出行为,结果表明在较高冷却速率下GH4096高温合金的一次 γ' 相的尺寸和面积分数增加。

在相同溶质过饱和度的情况下,一定的冷却速率范围内,随着冷却速率的增大, γ' 相的尺寸和体积分数会出现先降低后增大的趋势,存在一个转折点。但心部与表面的溶质过饱和度不同,从实验结果分析,铸件表面位置的转折点对应的冷却速率会更低。综合以上原因,铸件C₁和C₂不同壁厚薄板表面和心部出现了如图9所示的曲线规律。

2.2 力学性能分析

2.2.1 硬度

表5为铸件各位置硬度测试数据。对于C₁,随着壁厚的增加,表面位置的硬度相应减小,由前文可知随着壁厚的增加,表面处的SDAS和晶粒尺寸随之增大,虽然 γ' 相的尺寸在增大,但是由于SDAS和晶粒尺寸变化更为明显,影响也更大,从而表现为硬度随壁厚增大而减小。其心部位置处的硬度随壁厚增加而轻微增大,这是因为此时SDAS和晶粒尺寸在不同壁厚之间的差距减少,叠加 γ' 相的变化,此消彼长后就表现在硬度随壁厚变化微小。

表5 铸件不同位置维氏硬度

Table 5 Vickers hardness for different positions of castings

Casting	Thickness/mm	HV	
		Surface	Center
C ₁	1	467.77	437.56
	1.25	454.33	439.06
	1.5	442.31	443.52
C ₂	1	472.35	467.79
	1.25	455.37	452.65
	1.5	458.95	438.26

对于C₂,由于更高的冷却速率,SDAS和晶粒尺寸比较小,变成影响硬度的主要因素,随着壁厚增大,SDAS和晶粒尺寸减少,硬度也就随之减少,表面和心部的硬度变化均符合该规律。同一壁厚的情况下,C₁的表面和心部硬度普遍比C₂的小。

2.2.2 抗拉强度

表6为铸件各厚度薄板抗拉强度数据,图10为对应的室温拉伸曲线。图11为铸件C₂的1mm和1.25mm拉伸试样的SEM断口形貌。对于C₁,1mm薄壁的抗拉强度为1100.5MPa,1.25mm和1.5mm薄壁的抗拉强度分别减少至993.0MPa和

表6 铸件不同壁厚的抗拉强度

Table 6 Tensile strength of castings with different thicknesses

Casting	Thickness/mm	Tensile strength/MPa
C ₁	1	1100.5
	1.25	993.0
	1.5	1017.3
C ₂	1	981.2
	1.25	1044.0
	1.5	1171.0

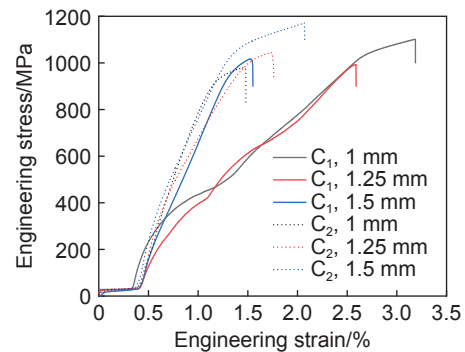


图10 不同状态试样室温拉伸曲线

Fig. 10 Room temperature tensile curves of different state specimens

1017.3 MPa,材料的塑性也随之降低。随着壁厚的增加,晶粒尺寸相应增大,降低了材料的塑性和强度,但是其 γ' 相的尺寸也在随之增大,起到了阻碍位错运动,增加材料强度的作用。此外,根据文献[18]的相变: $\gamma+MC\rightarrow\gamma'+M_{23}C_6$,在 γ' 相尺寸增大的同时,伴随着晶界处颗粒状的 $M_{23}C_6$ 析出,对位错运动同样起到钉扎的作用,阻碍晶界变形,从而提高室温下的材料抗拉强度,因此表现为材料的塑性随着壁厚增大降低,但是强度随着壁厚的增大先降低后增大的趋势。对于C₂,薄板试样的抗拉强度和塑性则表现出相反的趋势,其1mm薄壁的抗拉强度为981.2MPa,1.25mm和1.5mm薄壁的抗拉强度分别增加至1044.0MPa和1171.0MPa,且试样的塑性也随之略有增加。在与C₁同一壁厚的情况下,其 γ' 相的尺寸相对较小, γ' 相和 $M_{23}C_6$ 对合金的强化作用也相对较小,另外C₂有着更小的晶粒尺寸,可增大其抗拉强度和塑性,但是C₂具有更大的冷却速度,其薄壁凝固时间更短,难以补缩,容易在薄壁内部形成疏松,造成应力集中,使得材料常温下抗拉强度和塑性明显下降,且壁厚越薄,疏松缺陷会越严重。综合以上原因,C₂的室温抗拉强度和塑性表现为随着壁厚的增加而不断增加。

2.3 数值模拟

为进一步解释上述实验结果,通过 ProCAST 模拟软件建立数值模型,如图 1(c)所示。模拟得到 C_1 和 C_2 在薄板充型完成时的温度云图,分别如图 12 和图 13 所示,可以看出两个铸件在薄壁部分充型完成时的温度均高于液相线,铸件能够完成充满,但不同的是, C_2 在充型完成时,其薄板平面沿浇注方向有着更大的温度梯度,且最低温度也要普遍低于 C_1 相同壁厚的薄板。

另外在各铸件薄壁的心部和表面随机取 10 个点,求平均值后获得平均冷却速率如表 7 所示。各处冷却速率表现为:铸件 C_1 的 1、1.25 mm 和 1.5 mm 厚度薄板的冷却速率范围分别为 26.4~28.2 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、24.3~27.8 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 16.0~17.6 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$;铸件 C_2 相应范围分别为 54.6~58.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 、41.2~47.1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 26.2~31.0 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。对于 C_1 和 C_2 ,壁厚由 1、1.25 mm 和 1.5 mm 依次增大时,其冷却速率相应减小。与 2.1 节中实验测得的 SDAS 和晶粒尺寸变化趋势基

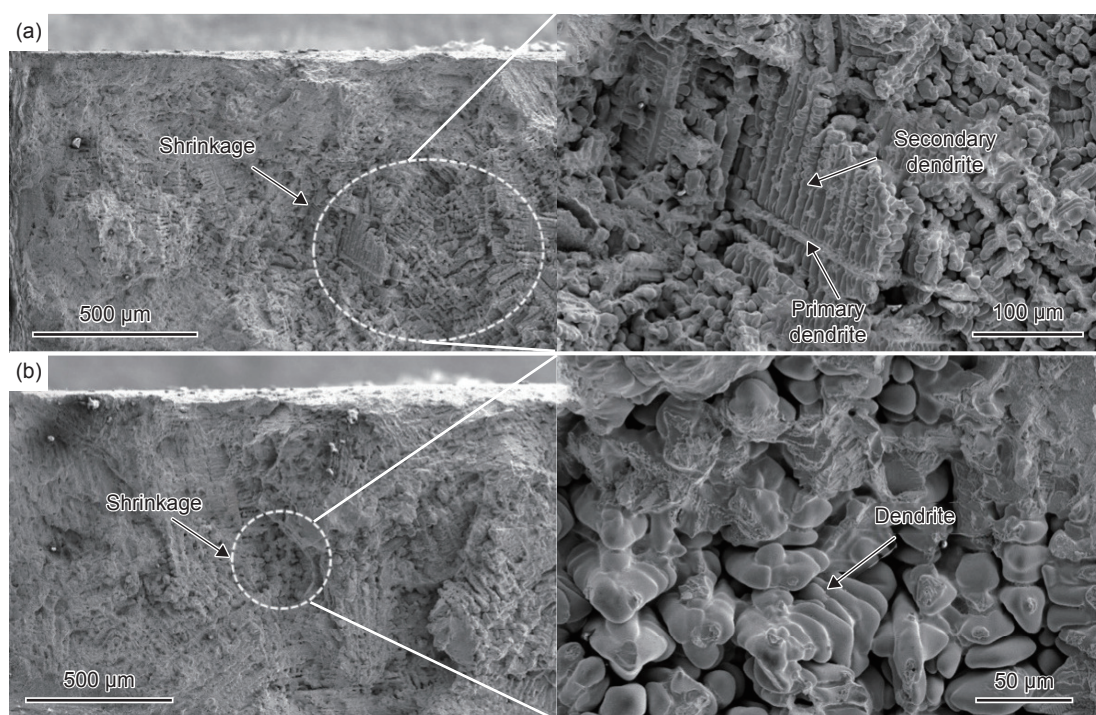


图 11 C_2 的 1 mm(a)和 1.25 mm(b)拉伸件断口

Fig. 11 Tensile fractures of 1 mm (a) and 1.25 mm (b) in C_2

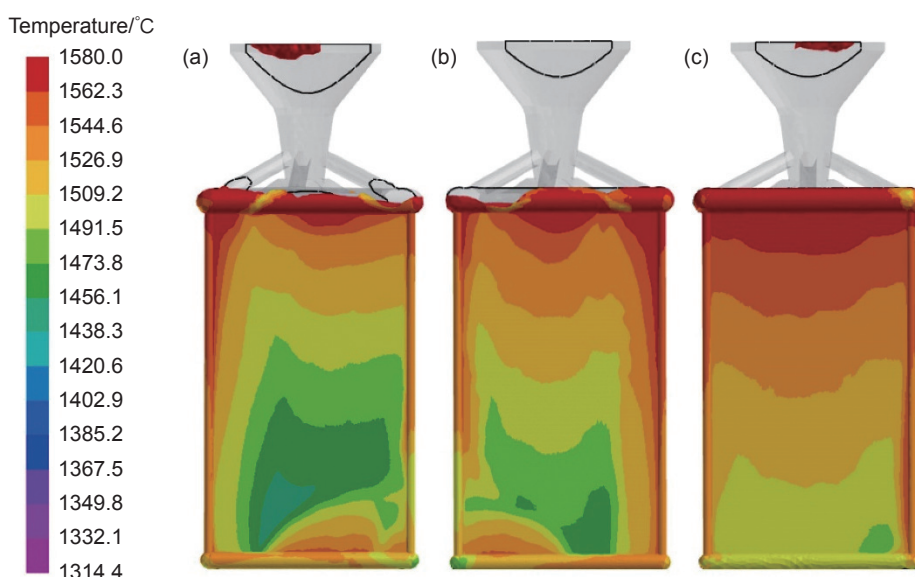


图 12 C_1 充型完成时温度云图 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm

Fig. 12 Temperature contours at filling completion of C_1 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm

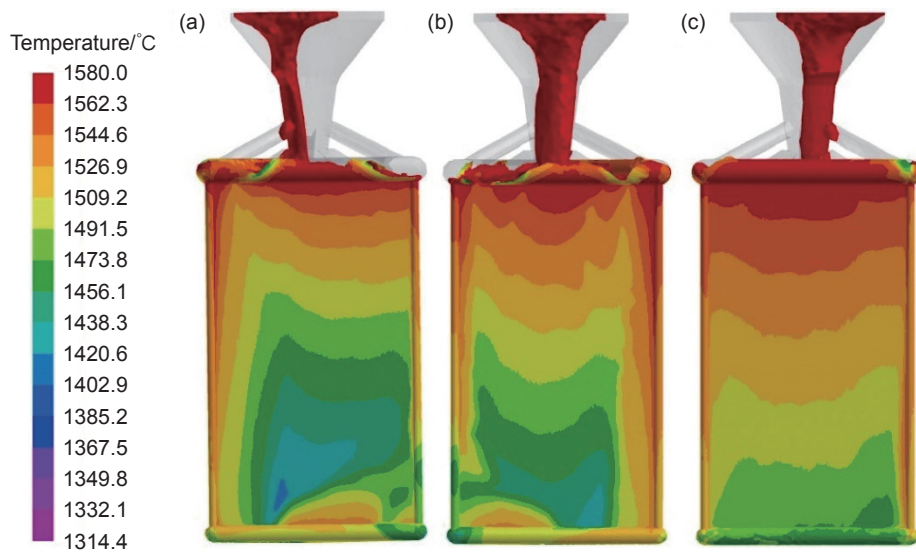


图 13 C_2 充型完成时温度云图 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm

Fig. 13 Temperature contours at filling completion of C_2 (a)1 mm; (b)1.25 mm; (c)1.5 mm

表 7 不同薄板位置的冷却速率

Table 7 Cooling rates at different thin-wall locations

Casting	Thickness/mm	Cooling rate/($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	
		Surface	Center
C_1	1	28.2	26.4
	1.25	27.8	24.3
	1.5	17.6	16.0
C_2	1	58.5	54.6
	1.25	47.1	41.2
	1.5	31.0	26.2

本一致。其中二次枝晶间距与温度梯度的关系也基本符合 Kurz-Fisher 模型公式。

3 结论

(1)在 900°C 砂箱中浇注的铸件 C_1 , 其 1.25 mm 和 1.5 mm 厚度薄板表面的 SDAS, 相较于 1 mm 厚度薄板分别增加了 63.9% 和 116.5%, 心部 SDAS 分别增加了 29.9% 和 115.0%; 而 25°C 砂箱浇注的铸件 C_2 的 SDAS 也具有类似变化规律, 但在相同壁厚和位置处, 铸件 C_2 的 SDAS 要小于 C_1 。 γ' 相的尺寸和体积分数受相变温度区间时长、过冷度和溶质过饱和度等多因素影响, 其中铸件 C_1 , 随壁厚增大其表面和心部 γ' 相尺寸均逐渐增大; 对于铸件 C_2 , 薄板表面 γ' 相尺寸随壁厚增加而减小, 心部 γ' 相尺寸随壁厚增加而增大。

(2)铸件表面硬度同时受到晶粒尺寸、SDAS

和 γ' 相尺寸及体积分数影响。晶粒尺寸越高、SDAS 越小, γ' 相尺寸及体积分数越高, 硬度会越高。对于抗拉强度, 除了受微观组织影响, 疏松类缺陷也会产生影响。铸件 C_1 的 1、1.25 mm 和 1.5 mm 厚度薄板抗拉强度分别为 1100.5、993.0 MPa 和 1017.3 MPa; 铸件 C_2 的三种厚度薄板抗拉强度分别为 981.2、1044.0 MPa 和 1171.0 MPa, 其 1 mm 厚度薄板虽然有更高硬度、更小的晶粒尺寸和 SDAS, 却因为疏松带来的应力集中, 使得抗拉强度和塑性明显下降。

(3)铸件 C_1 的 1、1.25 mm 和 1.5 mm 厚度薄板的冷却速率范围分别为 $26.4 \sim 28.2$ 、 $24.3 \sim 27.8^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 $16.0 \sim 17.6^{\circ}\text{C}/\text{s}$; 铸件 C_2 相应范围分别为 $54.6 \sim 58.5$ 、 $41.2 \sim 47.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 和 $26.2 \sim 31.0^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。并且, 冷却速率更高, 对应铸件薄壁处的晶粒尺寸和 SDAS 越小。

参考文献:

- [1] WU Y, LI C, XIA X, 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.
- [2] 程亚珍, 李渤渤, 孙冰, 等. 薄壁复杂钛合金铸件熔模铸造工艺模拟及优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42(6): 780-784.
CHEN Y Z, LI B B, SUN B, et al. Numerical simulation and process optimization of investment casting process for thin-walled complex titanium alloy casting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(6): 780-784.
- [3] 张雷雷, 陈晶阳, 汤鑫, 等. K439B 铸造高温合金 800°C 长期时效组织与性能演变[J]. 金属学报, 2023, 59(9):

- 1253-1264.
- ZHANG L L, CHEN J Y, TANG X, et al. Evolution of microstructures and mechanical properties of K439B equiaxed superalloy during long-term aging at 800 °C[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(9): 1253-1264.
- [4] 张雷雷, 陈晶阳, 蹇磊, 等. 浇注温度对 K439B 合金显微组织和力学性能的影响[J]. *材料热处理学报*, 2019, 40(9): 57-63.
- ZHANG L L, CHEN J Y, QIAN L, et al. Effect of casting temperature on microstructure and mechanical properties of K439B superalloy[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2019, 40(9): 57-63.
- [5] 陈晶阳, 任晓冬, 张明军, 等. 铸造镍基高温合金 K439B 的组织及典型性能[J]. *金属热处理*, 2023, 48(1): 100-104.
- CHEN J Y, REN X D, ZHANG M J, et al. Microstructure and typical properties of cast Ni-based superalloy K439B[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2023, 48(1): 100-104.
- [6] 张明军, 张雷雷, 胡颖涛, 等. 热等静压处理对 K439B 高温合金显微组织的影响[J]. *金属热处理*, 2020, 45(11): 177-181.
- ZHANG M J, ZHANG L L, HU Y T, et al. Effect of hot isostatic pressing on microstructure of K439B superalloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2020, 45(11): 177-181.
- [7] 鄯宇, 隋大山, 麻晋源, 等. K439B 镍基合金精密铸造微观组织模拟与实验验证[J]. *稀有金属*, 2023, 47(7): 923-933.
- SHAN Y, SUI D S, MA J Y, et al. Numerical simulation and experimental verification of microstructure evolution for K439B nickel-based superalloy in investment casting process[J]. *Chinese Journal of Rare Materials*, 2023, 47(7): 923-933.
- [8] LI Z, ZHANG Z L, WU A P, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded and post-weld heat-treated K439B superalloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2024(34): 905-917.
- [9] 黄新春, 史恺宁, 张定华. 航空发动机智能加工技术进步研究[J]. *航空精密制造技术*, 2022, 58(2): 1-5.
- HUANG X C, SHI K N, ZHANG D H. Research on the progress of aero-engine intelligent manufacturing technology[J]. *Aviation Precision Manufacturing Technology*, 2022, 58(2): 1-5.
- [10] 赵罡, 李瑾岳, 徐茂程, 等. 航空发动机关键装配技术综述与展望[J]. *航空学报*, 2022, 43(10): 1-35.
- ZHAO G, LI J Y, XU M C, et al. Research status and prospect of key aero-engine assembly technology[J]. *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*, 2022, 43(10): 1-35.
- [11] 何树先, 王俊. 大型复杂薄壁高温合金铸件熔模精铸技术的研究进展. 大型薄壁复杂超合金铸件[J]. *热加工工艺*, 2013, 42(21): 5-12.
- HE S X, WANG J. Development on investment casting of large thin wall complex superalloy castings[J]. *Hot Working Technology*, 2013, 42(21): 5-12.
- [12] 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.
- [13] KOERBER S, FLECK M, VOELKL R, et al. Anisotropic growth of the primary dendrite arms in a single-crystal thin-walled nickel-based superalloy[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2022, 24(6): 2101332.
- [14] 李剑锋, 周铁涛, 燕平, 等. 一种镍基单晶高温合金凝固组织的截面尺寸效应[J]. *材料工程*, 2009(6): 20-25.
- LI J F, ZHOU T T, YAN P, et al. Effects of section sizes on microstructure of a nickel-base single crystal superalloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2009(6): 20-25.
- [15] 周德鹏, 隋大山, 麻晋源, 等. K439B 镍基高温合金不同壁厚平板铸件铸态组织特征[J]. *材料工程*, 2025, 53(1): 91-98.
- ZHOU D P, SUI D S, MA J Y, et al. As-cast microstructure characteristics of K439B nickel-based superalloy thin-walled castings of different thickness[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2025, 53(1): 91-98.
- [16] KURZ W, FISHER D J. *Fundamentals of solidification* [M]. Switzerland: Trans Tech Publications, 2023.
- [17] 卢毓华, 王海舟, 付锐, 等. 不同冷速下 GH4096 高温合金中 γ' 相的析出行为[J]. *热加工工艺*, 2021, 50(24): 110-116.
- LU Y H, WANG H Z, FU R, et al. Precipitation behaviors of γ' precipitates in GH4096 superalloy under different cooling rates[J]. *Hot Working Technology*, 2021, 50(24): 110-116.
- [18] 张雷雷. 高温合金 K439B 显微组织及力学性能研究[D]. 西安: 西安理工大学, 2020.
- ZHANG L L. Research on microstructure and mechanical properties of high temperature alloy K439B[D]. Xi'an: Xi'an University of Technology, 2020.
- [19] 王建明, 杨舒宇. 镍基铸造高温合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2014.
- WANG J M, YANG S Y. Ni-based casting superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2014.

收稿日期: 2025-04-14; 录用日期: 2025-05-23

基金项目: 新材料重大专项(2024ZD0600400)

通讯作者: 隋大山(1972—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为高温合金精密铸造数值建模与工艺优化, 联系地址: 上海市华山路 1954 号上海交通大学材料科学与工程学院塑性成形技术与装备研究院(200030), E-mail: dasui@sju.edu.cn

(本文责编: 高磊)