

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2024.4020

热控凝固工艺对薄壁变截面铸件凝固组织和力学性能的影响

郝新^{1,2}, 孙裁云¹, 郭敏¹, 介子奇³, 杨敏¹, 刘鼎元¹, 张军¹

(1. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西西安 710072; 2. 中国航发南方工业有限公司, 湖南株洲 412002; 3. 西安工业大学材料与化工学院, 陕西西安 710021)

摘要: 先进航空发动机用机匣等高温合金构件不断向结构复杂化和薄壁轻量化发展, 易导致充型困难、组织不均匀和凝固缺陷等问题, 对该类铸件的精密铸造技术和工艺控制提出了新的挑战。针对上述问题, 文中比较了常规铸造工艺与热控凝固工艺下 K4169 合金薄壁变截面特征件的充型情况、缩松、组织以及力学性能, 并对热控凝固工艺参数进行了探索。结果表明, 在常规铸造工艺下, 特征件薄壁部位的充型率仅为 26%, 变截面部位出现了缩松。采用浇注温度为 1 360 °C 的热控凝固工艺可以使铸件薄壁部位的充型面积提高 226%, 显著减少铸件中的缩松, 获得了细小的晶粒组织, 平均晶粒尺寸为 624 μm , 二次枝晶间距为 116 μm , Laves 相的数量相对较少。同时, 由于低浇注温度的热控凝固工艺有效实现了凝固组织细化和缺陷控制, 合金在 700 °C 条件下的抗拉强度提高了 7%, 伸长率由 6% 提高至 8%。

关键词: K4169 高温合金; 热控凝固工艺; 薄壁变截面铸件; 充型能力; 凝固组织; 力学性能

中图分类号: TG132.3

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2024)03-0270-09

Effect of a Thermally Controlled Solidification Process on the Solidification Microstructure and Mechanical Properties of Thin Wall Castings with Variable Sections

HAO Xin^{1,2}, SUN Caiyun¹, GUO Min¹, JIE Ziqi³, YANG Min¹, LIU Dingyuan¹, ZHANG Jun¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Aecc South Industry Co., Ltd., Zhuzhou 412002, China; 3. School of Materials Science and Chemical Engineering, Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

Abstract: Advanced aeroengines and other high-temperature alloy components are constantly evolving towards more complex structures and thin-walled lightweight designs, potentially resulting in issues such as challenging casting, non-uniform microstructures, and solidification defects. These issues pose new challenges for precision casting techniques and process control in the manufacturing of such castings. In this regard, the filling ability, shrinkage, microstructure and mechanical properties of K4169 castings with thin walls and variable cross-sections were compared between conventional casting and thermally controlled solidification methods. The results show that under conventional casting, the filling percentage of the thin-walled part casting is only 26%, and porosity is found in the variable cross-section part. Thermally controlled solidification at a pouring temperature of 1 360 °C can increase the filling percentage by 226%, significantly reducing the shrinkage in the casting. A fine grain structure with an average grain size of 624 μm and secondary dendrite spacing of 116 μm is obtained during casting, where the amount of Laves phase is relatively small. Moreover, thermally controlled solidification at a low pouring temperature effectively achieves refinement of the solidification microstructure and defect control, the tensile strength of the alloy increases by 7%, and the elongation increases from 6% to 8% at 700 °C.

Key words: K4169 superalloy; thermally controlled solidification process; thin wall casting with variable section; filling ability; microstructure; mechanical properties

收稿日期: 2024-01-29

基金项目: 国家自然科学基金(52031012, 51904218)

作者简介: 郝新, 1986 年生, 博士, 研究方向为高温合金复杂薄壁铸件凝固成形和组织的协同控制。Email: haoxin_csu@163.com

通讯作者: 张军, 1967 年生, 博士, 教授, 研究方向为先进材料及其凝固技术和理论研究。Email: zhjscott@nwpu.edu.cn

郭敏, 1982 年生, 博士, 副教授, 主要从事高温合金及其先进凝固技术研究工作。Email: guomin@nwpu.edu.cn

引用格式: 郝新, 孙裁云, 郭敏, 等. 热控凝固工艺对薄壁变截面铸件凝固组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(3): 270-278.

HAO X, SUN C Y, GUO M, et al. Effect of a thermally controlled solidification process on the solidification microstructure and mechanical properties of thin wall castings with variable sections[J]. Foundry Technology, 2024, 45(3): 270-278.

随着我国航空航天工业的发展,航空发动机大型结构件的成形方式逐渐由多零件焊接拼装向整体熔模铸造转变,使铸件具有大尺寸、薄壁化、复杂化等特点,且优质的大型复杂薄壁铸件要求铸件外形完整、表面光洁度高等,给铸造工艺带来了新的挑战^[1,2]。大尺寸和薄壁特征会使合金液在充型过程流程较长且流动阻力较大,容易产生欠铸、冷隔等缺陷。复杂的变截面特征容易导致铸件不同部位凝固速率差别较大,凝固顺序难以调整,从而产生大面积缩松和缩孔等缺陷^[3]。

为了解决高温合金复杂薄壁铸件充型困难以及组织难以协同控制的问题,美国 PCC 公司提出了由定向凝固衍生而来的热控凝固工艺(thermally controlled solidification, TCS)。该工艺将铸型保温在较高的温度,从而提高合金在薄壁中的充型能力,并采用定向抽拉来实现顺序凝固从而减少缩松,通过控制凝固界面前沿温度梯度(G)和生长速率(R)的比值以获得合适的等轴晶^[4-6],实现了晶粒尺寸与缩松的协同控制,获得了最大尺寸为 1 000 mm,最小壁厚为 1 mm 的大型薄壁铸件。Brookes^[7]通过热控凝固工艺成功使最小壁厚为 1.2 mm 的薄壁充型完整。吴剑涛等^[8]采用 K424 高温合金在热控凝固工艺下获得了等轴晶组织,通过降低 G/R 的值获得了平均晶粒尺寸在 500 μm 左右的均匀细晶组织,且有效控制了缩松等铸造缺陷。然而,现有研究表明^[9],热控凝固工艺由于型壳温度较高,会使合金液的冷却速率和形核率降低,从而使晶粒粗大,对铸件力学性能产生不利影响,需要探索合适的工艺参数,实现凝固组织和缺陷的协同控制。此外,热控凝固过程中 G/R 比值往往仅限于等轴晶生长的较窄范围内^[10],凝固过程的控制非常复杂,对于复杂薄壁铸件的组织和缺陷的影响规律与作用机理尚不明确。

以具有大面积薄壁和变截面特征的结构件为对象,对比研究了常规工艺和以“低温浇注、高温充型、顺序凝固”为特点的新型热控凝固工艺对 K4169

高温合金薄壁件充型率和变截面部位缩松的影响,探究了凝固组织和性能与工艺参数的关系,为航空发动机关键构件精密铸造新技术的研发提供理论指导和工艺参考。

1 实验材料与方法

实验以 K4169 高温合金为原料,其化学成分(质量分数,%)为:19.5 Cr、0.028 Zr、5.03 Nb、3.11 Mo、0.61 Al、0.94 Ti、5.50 Ta、0.056 C、0.002 6 B、52.54 Ni、Fe 余量。首先用 VIM-IC 高频感应定向凝固炉将合金进行熔炼,当合金达到指定的浇注温度时,将其浇注入指定预热温度的模壳中,主要工艺参数如表 1 所示。在热控凝固工艺中,为了实现成形和组织控制,通常采用低的浇注温度和高的模壳温度。浇注温度接近合金液相线,而模壳温度通常选择位于固液线之间^[7]。K4169 高温合金的固液相线温度分别为 1 256 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 343 $^{\circ}\text{C}$,因此,本文采用的模壳温度为 1 260 $^{\circ}\text{C}$ 和 1 290 $^{\circ}\text{C}$ 。在传统生产过程中所采用的浇注温度通常为 1 400 $^{\circ}\text{C}$ 左右,为了对比,热控凝固工艺中的浇注温度选择为 1 400 $^{\circ}\text{C}$ 和接近液相线温度的 1 360 $^{\circ}\text{C}$ 。

表1 主要工艺参数

Tab.1 Parameters of the main process

Process	Pouring temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Shuttering preheating temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Withdrawal rate/ $(\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$
CC	1 400	900	0
T1	1 360	1 260	400
T2	1 360	1 290	400
T3	1 400	1 260	400
T4	1 400	1 290	400

其中,在常规工艺(conventional casting, CC),浇注过程完成后,快速下降抽拉杆使其在炉内空冷,其余为热控凝固工艺。在浇注过程完成后通过将模壳以 400 $\mu\text{m}/\text{s}$ 的速率离开保温区,在抽拉过程中,保温区的温度始终保持在指定温度。为了研究热控凝固工艺对薄壁铸件充型情况的影响,设计了如图 1 所示的特征结构件,其中薄壁部分的厚度为 1 mm,

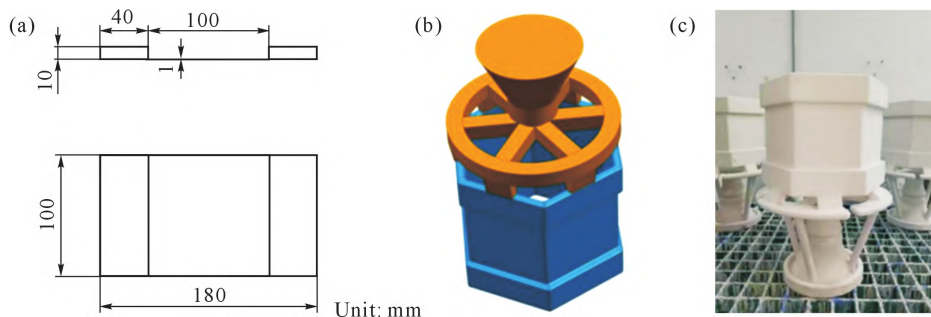


图1 薄壁变截面特征件:(a)尺寸示意图,(b)含浇注系统的三维模型,(c)模壳

Fig.1 Thin wall casting with variable section:(a) schematic diagram, (b) three-dimensional model with casting system, (c) ceramic mould

长度和宽度均为 100 mm, 与横浇道和冒口按如图 1b 所示组成浇注系统。

采用 XYG3210X 射线探伤机检测铸件中的缩孔情况, 在凝固后的特征件上进行取样, 用 15 g CuSO₄+3.5 mL H₂SO₄+50 mL HCl 腐蚀液进行宏观晶粒腐蚀, 采用直线截线法统计平均晶粒尺寸, 统计给定长度所经过的晶界数量来评定平均晶粒尺寸, 具体计算公式如下:

$$\bar{l} = \frac{L}{M \cdot P} \quad (1)$$

式中, L 为给定线段的长度; M 为放大倍数; P 为线段与晶界的截点数。通过光学显微镜(Leica, DM4000)对样品的显微缩松进行观察, 用 20 g CuSO₄+5 mL H₂SO₄+100 mL HCl+80 mL H₂O 腐蚀液腐蚀样品后对其枝晶形貌、Laves 相进行观察, 通过 ImageJ 图像处理软件统计二次枝晶间距及显微缩松和析出的相面积分数。二次枝晶间距 λ_2 利用截线法, 沿一次枝晶方向对枝晶图像进行截取和测量, 通过下式计算获得:

$$\lambda_2 = \frac{L}{N} \quad (2)$$

式中, L 为截线的长度; N 为长度 L 上二次枝晶臂的数目。采用 Mira3 Tescan 型扫描电镜(scanning electron microscope, SEM) 对拉伸后的断口形貌进行观察, 并用附带的能谱仪(energy dispersive spectroscopy, EDS) 对析出相的成分进行标定。通过 JAX-8100 型电子探针(electron probe micro-analyzer, EPMA)对合金凝固后的偏析情况进行分析; 通过点扫描测试枝晶间和枝晶干之间的主要元素含量, 每个测量位置取 5 个测量点, 将测量结果取平均值; 通过枝晶间与枝晶干主要元素含量的比值来衡量元素偏析的程度。将试样在热处理炉内以(15±5) °C/min 的升温速率将温度升高至 1 095 °C, 保温 1.5 h 后空冷至室温, 随后以(15±5) °C/min 的升温速率将温度升高至 950 °C, 保温 1.5 h 后空冷至室温。将热处理后的样品按照图 2 加工成拉伸实验试样, 通过 UTM5305 万能试验机进行 700 °C 条件下的拉伸实验。为了进一步分析实验结果, 通过 ProCAST 软件模拟铸件凝固过程, 合金材料为 K4169 高温合金, 铸型材料为刚玉砂, 两者的主要热物性参数如表 2 所示。浇注温度和模壳温度与实验一致, 铸件与型壳之间的界面换热系数为温度的函数, 为 300~3 000 W/(m²·K)。

2 实验结果及讨论

2.1 充型情况

图 3 展示了不同工艺条件下的薄壁充型情况。在常规工艺 CC 下, 铸件薄壁区域的充型面积为

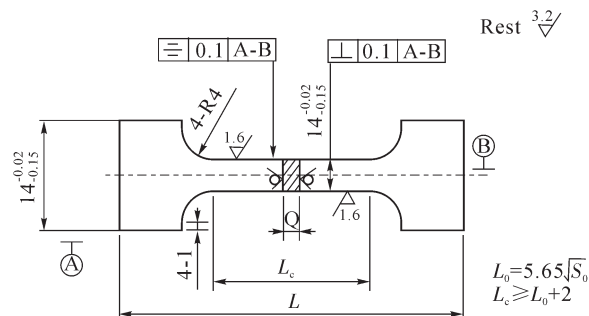


图 2 拉伸试样形状和尺寸示意图

Fig.2 Schematic diagram of the shape and size of the tensile samples

表 2 模拟中材料的热物性参数设置

Tab.2 Thermophysical parameters of the materials used in the simulation

Material	Density (/kg·m ⁻³)	Thermal conductivity (/(W·m ⁻¹ ·K ⁻¹))	Heat capacity (/(kJ·Kg ⁻¹ ·K ⁻¹))
K4169	1 400	900	0
emery	1 360	1 260	400

2 600 mm², 充型率为 26%, 出现了较严重的欠铸情况。而在热控凝固工艺 T1~T4 下, 铸件薄壁区域的充型面积均得到了较大提升, 其中 T1 工艺下薄壁区域的充型面积为 9 000 mm², 充型率达到了 90%, 表明热控凝固工艺可以提高合金在薄壁铸型中的充型能力。合金液的温度越高, 流动时间会越长, 流动速度越快, 从而合金的充型能力越好^[1], 而热控凝固工艺将模壳保温在合金的固液相线之间, 降低了模壳对合金液的激冷作用, 使得合金液冷却速率降低、流动时间延长、充型能力提高。

2.2 疏松和缩孔

从图 4 展示的不同工艺条件下铸件温度场模拟结果可以看出, 在常规工艺下, 铸件中间薄壁区域冷却速率较快, 下方厚壁区域冷却速率较慢, 因此在薄壁区域完全凝固之后, 厚壁区域仍存在未凝固的合金液, 从而形成热节和孤立液相区, 在凝固后容易产生疏松和缩孔。由图 4a5 展示的 X 射线探伤结果可以看到, 在凝固完成后该区域存在较大面积的缩孔。而热控凝固工艺存在抽拉过程, 可以实现自下而上的顺序凝固, 在重力的作用下, 上方合金液可以对下方正在凝固的区域进行及时补缩。由图 4b5 展示的 X 射线探伤结果可以看到在热控凝固工艺下该区域成形质量良好, 未发现明显缩孔。

图 5 为不同工艺条件下铸件的缩松情况和缩松面积分数统计结果。在常规工艺 CC 下, 铸件中发现了较多的缩松, 面积分数达到了 8.97%, 而热控凝固工艺下缩松的面积分数控制在了 0.3% 以下。当合金液的温度低于液相线时, 液相体积分数随温度的降低逐渐减小, 枝晶间毛细通道逐渐封闭, 不利于补

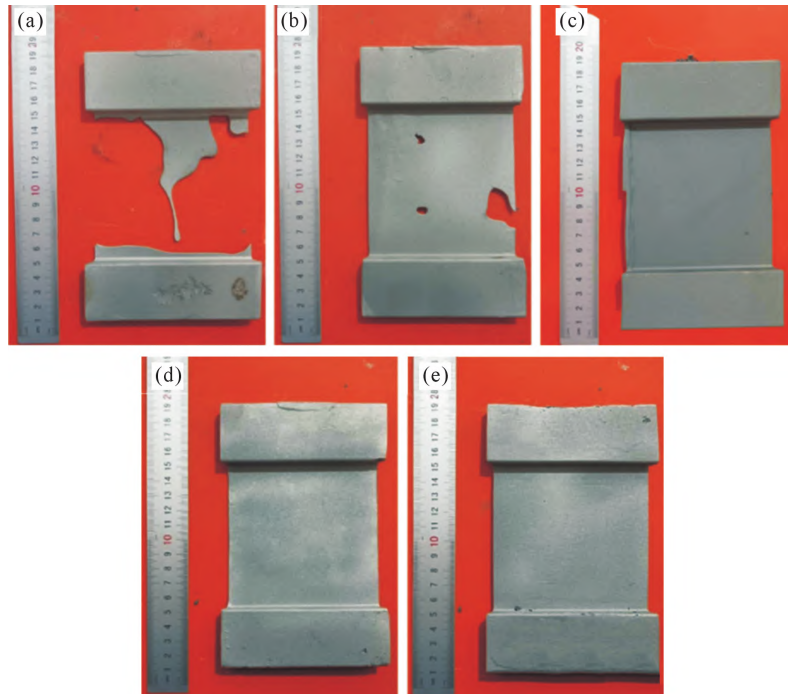


图3 不同工艺条件下薄壁的充型情况:(a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

Fig.3 Filling situation of thin walls under different conditions: (a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

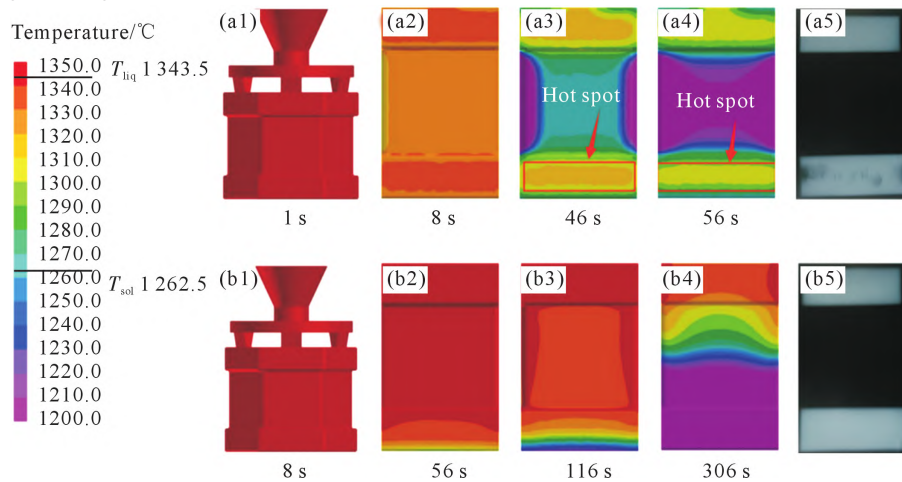


图4 不同工艺条件下铸件的凝固过程和X射线探伤结果:(a1~a4)凝固过程,常规工艺,(a5)X射线探伤结果,常规工艺,(b1~b4)凝固过程,热控凝固工艺,(b5)X射线探伤结果,热控凝固工艺

Fig.4 Solidification process and X-ray inspection results of castings under different conditions: (a1~a4) solidification process, CC, (a5) X-ray inspection results, CC, (b1~b4) solidification process, TCS, (b5) X-ray inspection results, TCS

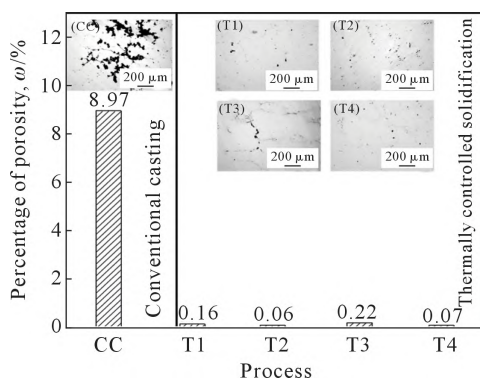


图5 不同工艺条件下的缩松面积分数,其中插图为相应工艺条件下的缩松情况

Fig.5 Percentage of porosity under different conditions, with insets showing the shrinkage porosities under corresponding conditions

缩,从而容易形成缩松^[12]。常规工艺下,模壳保温温度为 900 °C,远低于合金的固相线,合金液在充型的过程中温度下降较快,容易使得枝晶间毛细通道堵塞,无法保证合金液的有效补缩。热控凝固工艺下模壳保温在合金的固液相线之间,明显降低了充型过程中模壳的激冷作用,使合金液在充型结束后仍保持枝晶间区域相互连通,配合顺序凝固过程,可以实现自下而上的顺序凝固,并通过重力作用来进行补缩,从而减少缩松。

2.3 晶粒组织

图6为不同工艺条件下 K4169 高温合金的晶粒组织。可以看出,常规工艺 CC 下,合金的铸态组织为细小的等轴晶,其平均晶粒尺寸为 528 μm。在浇

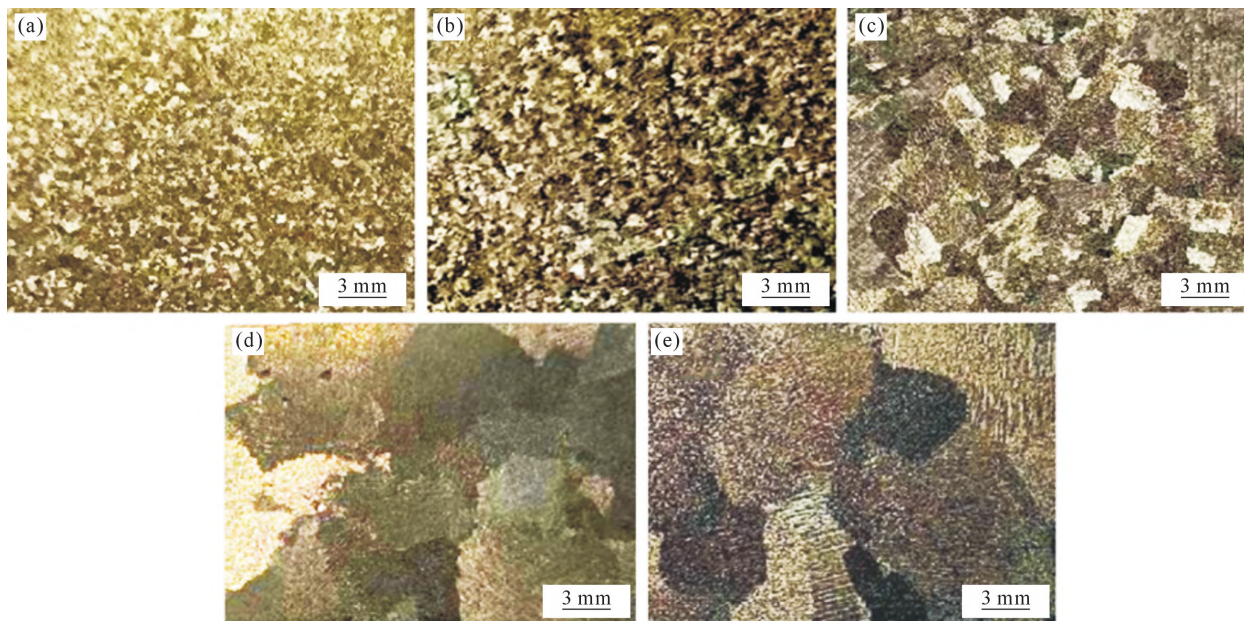


图 6 不同铸造工艺下 K4169 高温合金的铸态组织:(a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

Fig.6 Microstructures of the as-cast K4169 superalloy under different processes: (a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

注温度较高的热控凝固工艺 T3 和 T4 下,晶粒尺寸较大,平均晶粒尺寸分别为 7 900 和 10 100 μm ;而采用较低的浇注温度时,可以得到相对细小的晶粒组织,尤其是在 T1 工艺下,合金的平均晶粒尺寸为 624 μm 。形核率是决定晶粒尺寸的主要因素^[13],常规工艺下,由于模壳温度较低,在浇注过程中会对合金液产生较强的激冷作用,从而形成较多的晶核,可以成为后续凝固过程中的结晶核心,而热控工艺将模壳温度保温在合金的固液相线之间,降低了模壳的激冷作用以及异质形核能力^[14]。另一方面,热控凝固工艺的模壳温度较高,合金冷却速率较慢,过冷度较低,导致合金的晶粒尺寸变大^[15]。在热控凝固工艺

T1 下,铸件也获得了细小的晶粒组织,相比于热控凝固工艺 T3 和 T4,其浇注温度接近液相线温度,合金在凝固过程中冷却速率较快,过冷度增大,提高了形核率。

2.4 枝晶形貌

图 7 为不同工艺条件下的 K4169 高温合金枝晶形貌,图 8 为不同工艺条件下合金二次枝晶间距 (secondary dendrite arm spacing, SDAS) 的统计结果和冷却速率模拟结果。常规工艺 CC 下合金的二次枝晶间距为 76 μm ,热控凝固 T1 和 T2 下合金的二次枝晶间距分别为 116 和 124 μm ,而在热控凝固工艺 T3 和 T4 下,合金的二次枝晶间距达到了 170 和

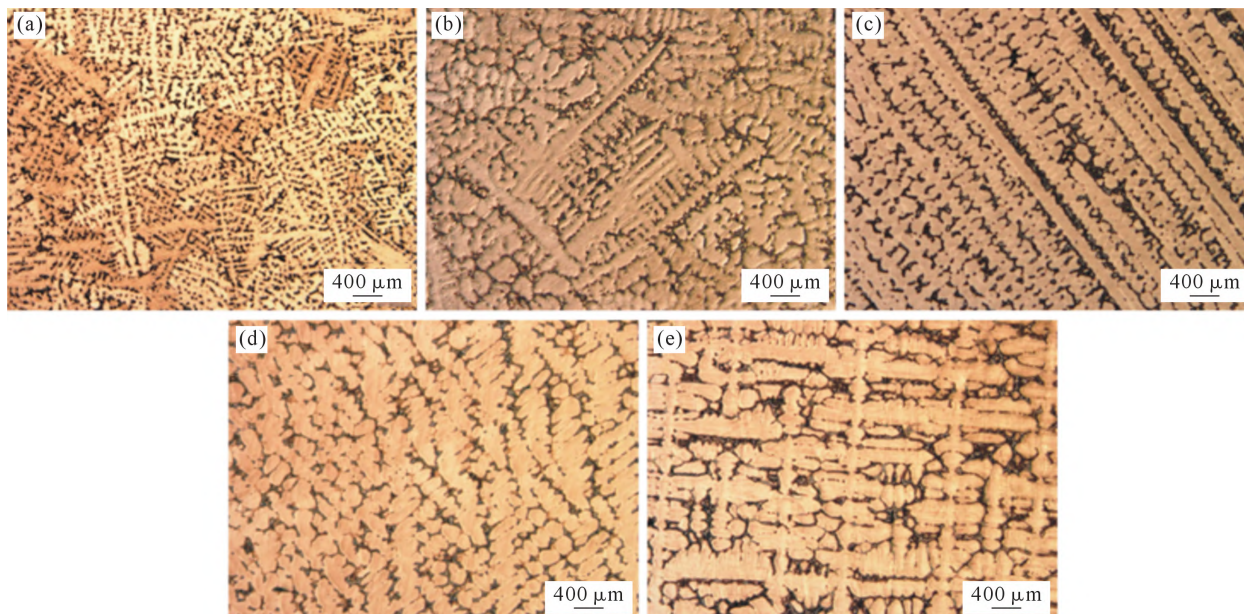


图 7 不同工艺条件下的枝晶形貌:(a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

Fig.7 Morphologies of the dendritic structure and cooling rate under different conditions: (a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

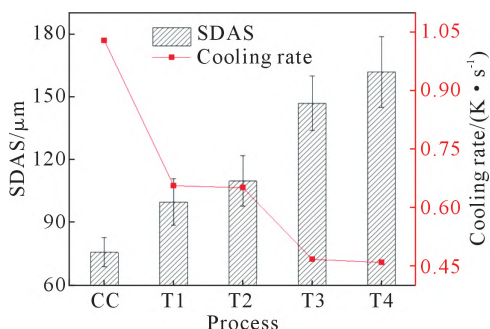


图8 不同工艺条件下的二次枝晶间距和冷却速率
Fig.8 SDAS of the dendritic structure and cooling rate under different conditions

186 μm。相比于常规工艺,热控凝固工艺下的二次枝晶间距更大。根据二次枝晶间距与冷却速率的关系式^[16],可以解释这一现象:

$$d_2 = \beta(G \cdot R)^{-\frac{1}{3}} \quad (3)$$

式中, d_2 为二次枝晶间距, μm; 由合金成分决定, 当合金成分不变时, β 为常数; G 为温度梯度, $K \cdot m^{-1}$; R 为凝固速率, $m \cdot s^{-1}$; $G \cdot R$ 为冷却速率, $K \cdot s^{-1}$ 。热控凝固工艺下, 模壳保持在较高的温度, 降低了合金的冷却速率。从图8中可以看出, 常规工艺CC下, 合金的冷却速率为 1.03 K/s, 在热控凝固工艺 T3 和 T4 下, 冷却速率降低至 0.468 和 0.46 K/s, 因此枝晶组织粗大。而工艺 T1 和 T2 采用了较低的浇注温度, 降低了凝固过程中所需散失的热量, 使冷却速率增大至 0.657 和 0.651 K/s, 因此相比于工艺 T3 和 T4, 二次枝晶间距较小。在工艺 T1 下, 枝晶组织中出现了较多的粒状晶, 这主要是因为热控凝固工艺下合金的冷却速率较慢, 枝晶的熟化时间较长, 且在较低浇注温度下, 形核率较高, 晶粒数量增多, 限制了枝晶的生长空间, 减小了枝晶生长所需的过冷度, 导致树枝晶向粒状发生转变。粒状枝晶的产生有利于限制枝晶间有害析出相的生长空间, 从而减少其含量^[6]。

2.5 元素偏析和 Laves 相

图9为不同工艺条件下铸件的元素偏析 EPMA 面扫结果以及元素偏析比枝晶干(dendritic core, DC)区域元素的平均浓度比枝晶间(interdendritic, ID)区域元素的平均浓度)的统计结果。在 Mo、Nb、Ti 元素的面扫结果中, 亮色区域为元素富集区域; 在 Cr、Fe 元素的面扫结果中, 亮色区域为元素贫化区域, 可以看出, K4169 合金中 Cr、Fe 元素在枝晶干富集, Nb、Mo、Ti 元素则在枝晶间富集。受冷却速率的影响, Nb 元素在热控凝固工艺 T3 中的偏析程度要比常规工艺 CC 中的更大, 当采用较低的浇注温度时, 热控凝固工艺 T1 的元素偏析程度有所减轻。

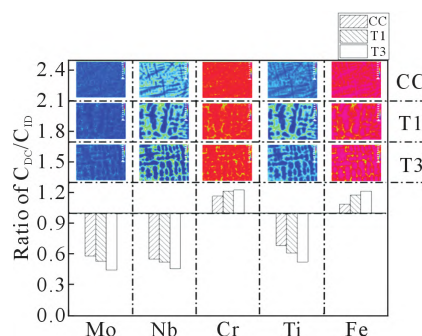


图9 不同工艺条件下的元素偏析情况
Fig.9 Segregation coefficients of alloying elements under different conditions

K4169 高温合金中 Nb 元素的含量较高, 表3给出了常规工艺条件下 Laves 相的 EDS 分析结果, 发现 Laves 相中 Nb 元素的质量分数为 85.62%, 由于 Nb 元素具有严重的偏析倾向, 会导致枝晶间 Laves 相的析出, 控制其尺寸及分布对合金的力学性能有着重要的影响^[17], 当 Nb 元素偏析程度较低时可以获得细小且弥散分布的 Laves 相。同时 Nb 元素是 γ' 强化相的重要形成元素, 当其偏析于枝晶间时会影响强化相的析出, 削弱合金的力学性能^[18-19]。不同工艺条件下元素偏析程度的不同会导致析出相的形貌存在差异, Nb 元素的富集为 Laves 相在凝固末期的形成提供了条件。图10所示为 Laves 相形貌图, 常规工艺 CC 下由于元素偏析程度较轻, 凝固后期 Nb 元素聚集量较少, Laves 相较为细小且分布弥散, 面积分数为 1.08%。在热控凝固工艺 T3 和 T4 下, Laves 相含量显著增多, 且分布较为集中, 面积分数分别达到了 3.5% 和 4.6%, 而在热控凝固工艺 T1 和 T2 下, 合金元素偏析的程度较轻, 因此 Laves 相含量较少且分布较为弥散, 其面积分数分别为 1.6% 和 2.1%。在 K4169 铸态组织中, Laves 相含量和形貌主要受凝固过程冷却速率的影响^[20]。当采用 T1 和 T2 工艺时, 浇注温度较高, 凝固过程中冷却速率提高, 从而使 Nb 元素偏析减小, 降低了 Laves 相含量, 同时细化的枝晶和晶粒组织限制了 Laves 相生长空间^[21], 形成了分布较为弥散细小的 Laves 相, 可有效改善 Laves 相对合金力学性能的影响^[22]。此外, 相较于浇注温度, 由于膜壳温度对冷却速率和晶粒尺度的影响较小, 其对 Laves 相含量和分布的影响也相对较小。

表3 Laves 相能谱分析结果
Tab.3 EDS analyses of the Laves phase in the K4169 alloy (Mass fraction/%)

Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
0.09	6.92	1.23	0.83	2.83	85.62	2.48

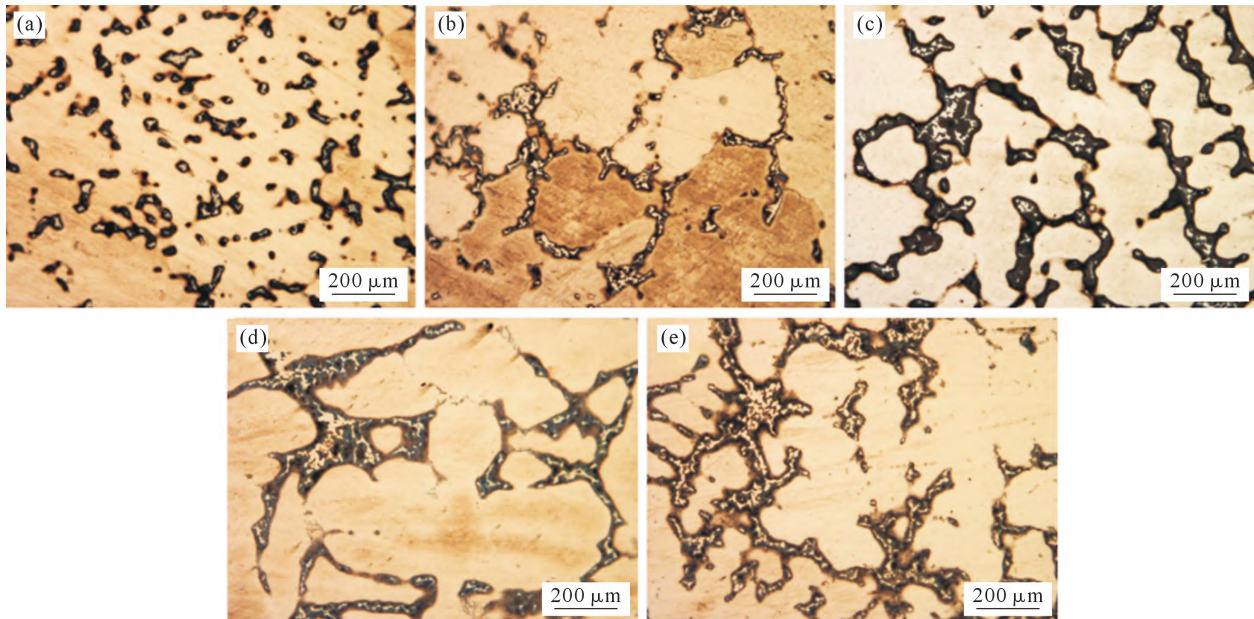


图 10 不同工艺条件下 K4169 高温合金的 Laves 相形貌:(a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4
Fig.10 Laves phase of K4169 under different conditions: (a) CC, (b) T1, (c) T2, (d) T3, (e) T4

2.6 高温拉伸性能及断口分析

K4169 高温合金在不同工艺条件下的 700 ℃ 拉伸性能如表 4 和图 11 所示。相比于常规工艺 CC, 热控凝固工艺 T1 下, 合金的抗拉强度由 663 MPa 增大至 746 MPa, 伸长率由 6% 提升至 8%, 而在热控凝固工艺 T3 下, 合金的抗拉强度降低至 546 MPa, 伸长率降低至 4%。合金的力学性能与凝固组织和缺陷两个因素有关, 一方面, 根据细晶强化机理, 当晶粒较细小时, 晶粒之间的相互制约较强, 位错塞积分数和变形更加均匀, 应力集中较小, 需要更大的外力来启动更多的滑移系^[23-24], 而且细晶组织中有害析

出相的数量较少, 因此具有良好的中低温力学性能; 另一方面, 当合金中存在数量较多的缩松缺陷时, 有效受力面积会减少, 在拉伸过程中容易产生应力集中, 从而削弱合金的力学性能。热控凝固工艺 T1 在有效控制缩松数量的同时, 使合金获得了相对细小的晶粒组织, 因此该工艺条件下的合金具有较高的抗拉强度和伸长率。热控凝固工艺 T3 下, 合金的晶粒组织粗大, 是使其抗拉强度和伸长率下降的主要原因。

图 12 为不同工艺条件的合金的热处理组织和拉伸后纵截面和横截面断口形貌。由图 12a1 可知, 在常规工艺 CC 下, 合金的热处理组织中出现了明显的缩松, 在拉伸过程中容易产生应力集中, 从而形成裂纹并随着塑性变形的进一步增大逐渐扩展, 最终导致失效断裂, 如图 12a2~a3 所示。在热控凝固工艺 T1 下, 合金的热处理组织为均匀细小的等轴晶, 其中的 Laves 相和元素偏析也基本得到消除, 如图 12b1 所示, 纵向断口中未发现明显的由缩松或者析出相产生的扩展裂纹, 横向断口中存在均匀分布的韧窝, 说明试样在拉伸过程中具有一定的韧性, 因此具有较好的综合力学性能。而在热控凝固工艺 T3 下, 由于晶粒粗大, 拉伸试样的标距段中发现了贯穿晶, 组织中存在经热处理后还未消除 Laves 相如图 12c3 所示。其横向断口光滑平整, 未发现韧窝等特征, 是典型的脆性断裂的特征。

表 4 不同工艺条件下合金的高温拉伸力学性能
Tab.4 Strength and elongation of K4169 under different conditions

Process	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
CC	663	571	6
T1	746	624	8
T3	546	468	4

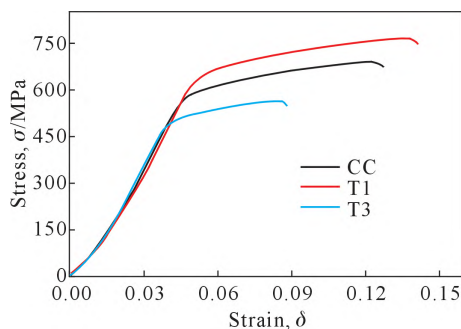


图 11 不同工艺条件下 K4169 高温合金的工程应力-应变曲线

Fig.11 Engineering stress-strain curves of K4169 under different conditions

3 结论

(1) 在常规铸造工艺下, 1 mm 薄壁铸件难以完整充型, 充型率仅 26%, 厚大变截面区域由于最

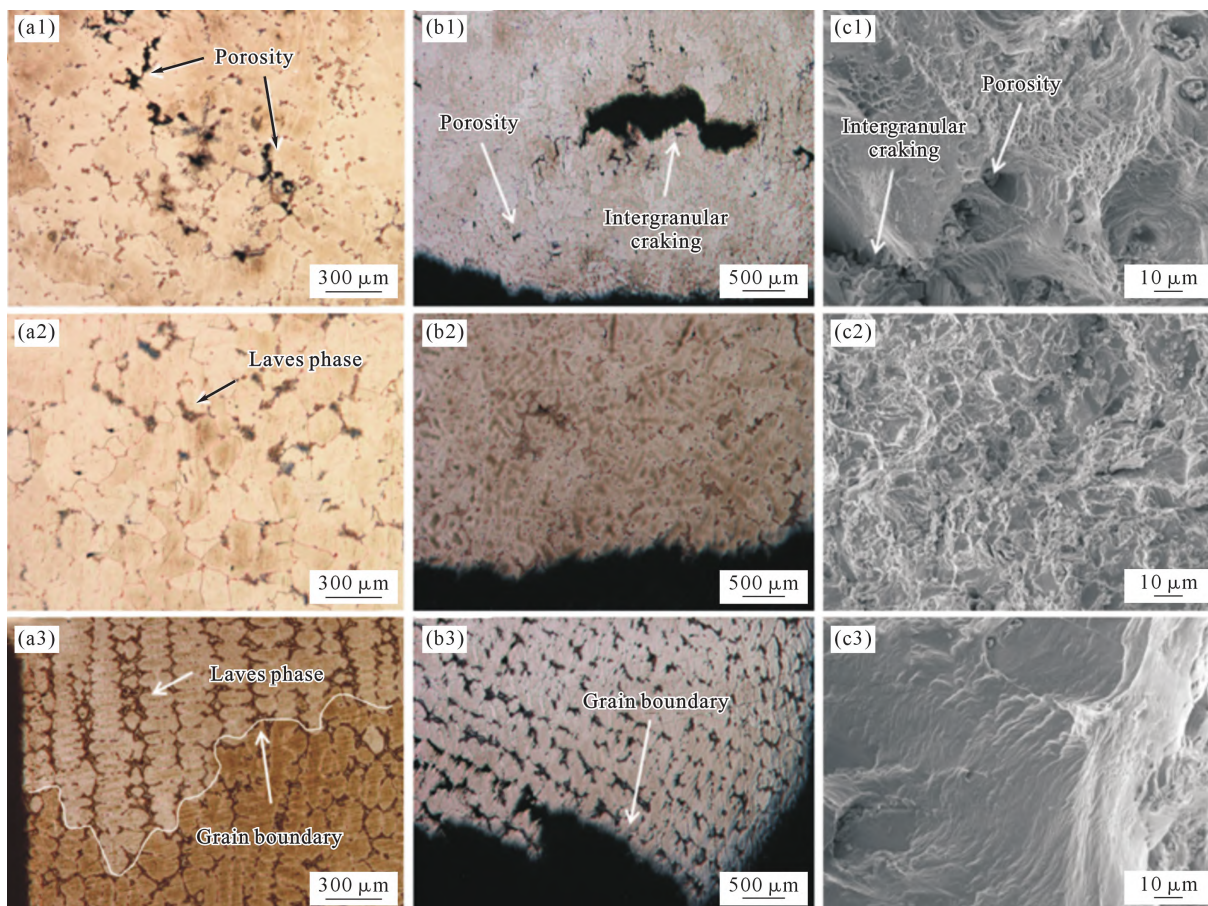


图 12 不同工艺条件下合金的热处理组织和断口形貌:(a1~a3) 热处理组织,(b1~b3) 纵截面断口,(c1~c3) 横截面断口
Fig.12 Microstructure after heat treatment and fracture surface of the alloys under different process conditions: (a1~a3) microstructure after heat treatment, (b1~b3) longitudinal fracture surfaces, (c1~c3) cross-section fracture surfaces

后凝固无法补缩易出现大面积的缩松和缩孔。

(2)相比于常规铸造工艺,热控凝固工艺可以提高薄壁铸件的充型率,使 1 mm 的薄壁充型率达到 90%以上,减少铸件中的缩松和缩孔缺陷,使缩松面积分数控制在 0.3%以下。

(3)高浇注温度的热控凝固工艺会使合金获得粗大的晶粒组织和较多的 Laves 相,采用较低的浇注温度可以使合金凝固组织细化和 Laves 相含量减少,当浇注温度为 1360℃,模壳温度为 1260℃时,得到了平均晶粒尺寸为 624 μm 的细晶组织。

(4)在热控凝固工艺条件下,较高的浇注温度可能形成粗大晶粒,使合金高温抗拉强度和伸长率降低,但降低浇注温度可有效实现薄壁铸造成形和组织的协同控制,提高合金高温抗拉强度和伸长率。当浇注温度为 1360℃,模壳温度为 1260℃时,合金的 700℃抗拉强度提升了 7%,伸长率提升至 8%。

参考文献:

- [1] 丁清伟,汪春能,陆怀明,等. 铝合金机匣预埋管处渗漏机理分析及解决措施[J]. 铸造技术, 2023, 44(9): 873-876.
DING Q W, WANG C N, SUI H M, et al. Leakage mechanism and solutions at embedded pipes in aluminum alloy casing[J]. Foundry

Technology, 2023, 44(9): 873-876.

- [2] 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): 1253-1264.
ZHANG L L, CHEN J Y, TANG X, et al. Evolution of microstructures and mechanical properties of K439B superalloy during long-term aging at 800℃[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(9): 1253-1264.
- [3] 孙宝德,文俊,疏达. 航空发动机高温合金大型铸件精密成型技术[M]. 上海:上海交通大学出版社, 2016.
SUN B D, WEN J, SHU D. Precision forming technology of large superalloy castings for aircraft engine [M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2016.
- [4] FERRO P D, SHENDYE S B. Thermal analysis from thermally-controlled solidification (TCS) trials on large investment castings [A]. Superalloys 1996[C]. Warrendale, PA: TMS, 1996. 531-535.
- [5] WOULD S M, BENSON H. Development of a conventional fine grain casting process [A]. Superalloys 1984 [C]. Warrendale, PA: TMS, 1984. 3-12.
- [6] JIE Z Q, ZHANG J, HUANG T W, et al. Enhanced grain refinement and porosity control of the polycrystalline superalloy by a modified thermally controlled solidification [J]. Advanced Engineering Materials, 2016, 18(10): 1785-1791.
- [7] BROOKES R R. Thin wall casting: US19850813247[P]. 1988-02-16.
- [8] 吴剑涛,冯涤,李俊涛,等. 热控凝固铸造 K424 合金特性研究

- [A]. 动力与能源用高温结构材料——第十一届中国高温合金年会论文集[C]. 北京:冶金工业出版社,2007. 332-335.
- WU J T, FENG D, LI J T, et al. Research on the characteristics of thermally controlled solidification Processed alloy K424[A]. High temperature structural materials for power and energy-Proceedings of the 11th China Annual Conference on Superalloys[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007. 332-335.
- [9] 廖佳立,李毅鹏,马岚波,等. 高温合金热控凝固成型技术现状与展望[A]. 第十九届中国铸造协会年会论文集[C]. 北京:中国铸造协会,2023. 201-206.
- LIAO J L, LI Y P, MA L B, et al. Status and prospect of thermal control solidification technology for superalloys[A]. The 19th Annual Conference of China Foundry Association[C]. Beijing: China Foundry Association, 2023. 201-206.
- [10] 张军,介子奇,黄太文,等. 镍基铸造高温合金等轴晶凝固成形技术的研究和进展[J]. 金属学报,2019,55(9): 1145-1159.
- ZHANG J, JIE Z Q, HUANG T W, et al. Research and development of equiaxed grain solidification and forming technology for nickel-based casting superalloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(9): 1145-1159.
- [11] ABDUL-KAREM W, AL-RAHEEM K F. Vibration improved the fluidity of aluminum alloys in thin wall investment casting[J]. International Journal of Engineering, Science and Technology, 2011, 3(1): 120-135.
- [12] ZHENG L, ZHANG G Q, XIAO C B, et al. The interdendritic-melt solidification control (IMSC) and its effects on the porosity and phase change of a Ni-based superalloy[J]. Scripta Materialia, 2014, 74: 84-87.
- [13] KINZER B, CHANDRAN R B. A phase-field study on the effects of nucleation rate and nanoparticle distributions on solidification and grain growth[J]. JOM, 2024, 76(1): 496-509.
- [14] 刘平,刘腾,王渠东. 固液双金属复合铸造研究进展[J]. 材料导报,2014,28(1): 26-30.
- LIU P, LIU T, WANG Q D. Research progress of liquid-solid bimetal composite casting[J]. Materials Reports, 2014, 28(1): 26-30.
- [15] DANG B, JIAN Z Y, XU J F. Influence of a rare-earth element on the solidification behaviour and mechanical properties of under-cooled Al-Si alloys[J]. International Journal of Materials Research, 2018, 109(8): 729-734.
- [16] 胡汉起. 金属凝固原理[M]. 北京:机械工业出版社,2000.
- HU H Q. Principle of metal solidification[M]. Beijing: China Machine Press, 2000.
- [17] LONG Y T, NIE P L, LI T G, et al. Segregation of niobium in laser cladding Inconel 718 superalloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2016, 26(2): 431-436.
- [18] 郭建亭. 几种微量元素在高温合金中的作用与机理[J]. 中国有色金属学报,2011,21(3): 465-475.
- GUO J T. Effects of several minor element on superalloys and their mechanism [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 465-475.
- [19] 郭建亭,周兰章,秦学智. 铁基和镍基高温合金的相变规律与机理[J]. 中国有色金属学报,2011,21(3): 476-486.
- GUO J T, ZHOU L Z, QIN X Z. Phase transformations and their mechanisms in Fe-and Ni-base superalloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 476-486.
- [20] LING L S B, HAN Y F, ZHOU W, et al. Study of microsegregation and laves phase in INCONEL 718 superalloy regarding cooling rate during solidification[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2015, 46: 354-361.
- [21] ANTONSSON T, FREDRIKSSON H. The effect of cooling rate on the solidification of INCONEL 718[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2005, 36: 85-96.
- [22] WANG L, YAO Y J, DONG X J, et al. Effect of cooling rates on segregation and density variation in the mushy zone during solidification of superalloy Inconel 718[J]. Chemical Engineering Communications, 2010, 197(12): 1571-1585.
- [23] SEO S M, JEONG H W, AHN Y K, et al. A comparative study of quantitative microsegregation analyses performed during the solidification of the Ni-base superalloy CMSX-10[J]. Materials Characterization, 2014, 89: 43-55.
- [24] LEE H T, HOU W H. Development of fine-grained structure and the mechanical properties of nickel-based Superalloy 718[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 555: 13-20.