

# 镍基高温合金的薄壁充型凝固行为研究

郑行<sup>1</sup>, 夏兴义<sup>2</sup>, 侯正乾<sup>3</sup>, 易出山<sup>1</sup>, 雷四雄<sup>1</sup>, 王联波<sup>2</sup>, 祝国梁<sup>4</sup>, 谭庆彪<sup>4</sup>

(1. 中国航发南方工业有限公司, 湖南株洲 412002; 2. 上海应用技术大学材料科学与工程学院, 上海 201418;  
3. 湖南宝钺新材料科技有限公司, 湖南岳阳 414000; 4. 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:** 采用熔模精密铸造技术制备高温合金铸件时, 因熔体过早停止流动导致铸件薄壁部分产生浇不足、冷隔等缺陷。采用模拟与试验相结合的方法, 基于螺旋形流动性模型, 研究了合金的充型凝固过程及停止流动机理。结果表明, 熔体充型分为快速充型、慢速充型和停止流动三个阶段。在快速充型阶段, 熔体温度下降引起熔体粘度缓慢增加, 合金流动性下降; 在慢速充型阶段, 熔体中析出固相引起合金熔体粘度急剧增大, 合金流动性急剧下降; 当熔体前沿固相分数达到约50%时, 熔体停止流动, 前沿部分形成超细晶的宏观组织, 呈现端部堵塞停止流动机理。该研究可为提升镍基铸造高温合金在薄壁条件下的充型能力提供理论依据。

**关键词:** 镍基高温合金; 熔模铸造; 充型凝固; 停止流动; 薄壁

## 作者简介:

郑行(1989-), 男, 工程师, 硕士, 主要研究方向为高温合金精密铸造成形与制备。E-mail: 821824338@qq.com

## 通信作者:

谭庆彪, 男, 助理研究员, 博士。E-mail: qbtan1981@sjtu.edu.cn

中图分类号: TG146.15;  
TG244

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)  
05-0595-07

## 收稿日期:

2025-01-14 收到初稿,  
2025-02-20 收到修订稿。

镍基高温合金液态精密成形是航空发动机热端部件制备的关键核心技术之一<sup>[1]</sup>。航空航天装备轻量化和高性能发展的迫切需求推动高温合金构件向大型化、复杂化和薄壁化趋势发展<sup>[2-5]</sup>。然而, “三化”趋势也给镍基高温合金热端部件的液态精密成形带来巨大的挑战<sup>[6-7]</sup>。例如, 当铸件壁厚下降时, 薄板样件的最大充型距离和充满距离显著下降<sup>[7]</sup>。

通常, 合金熔体的充型能力由合金熔体的流动性和停止流动机理决定。在合金流动性方面, 研究者们针对铝合金、镁合金、钛合金和锆合金等做了大量的研究工作<sup>[8-19]</sup>, 发现合金熔体的流动性主要受合金成分、浇注工艺、纳米颗粒添加等因素影响。但针对镍基高温合金流动性的研究较少<sup>[20-22]</sup>。西北工业大学周伟<sup>[20]</sup>和介子奇<sup>[21]</sup>等系统研究了硼和锆两种元素含量变化及浇注温度对K4169铸造高温合金流动性的影响规律。研究发现, 当合金中添加微量元素硼和锆时, K4169合金的流动性先提升后下降, 并讨论了微量元素添加对K4169合金热物性参数进而对该合金流动性的影响。同时, 介子奇建立了K4169合金流动试样长度 $L_f$  (单位为mm) 与浇注温度 $T_p$  (单位 $^{\circ}\text{C}$ ) 之间的关联关系 ( $L_f=1.824T_p-2\ 415.9$ )<sup>[21]</sup>。田建军等也研究了浇注温度对铸造高温合金K417的流动性的影响, 结果表明, 1 420  $^{\circ}\text{C}$ 能够保证K417合金顺利浇注, 在此基础上提高浇注温度, 合金的流动性可以得到大幅度提高, 而1 460  $^{\circ}\text{C}$ 则是保证合金具有较好流动性的上限, 在此温度上提高温度, 对合金流动性的提高没有明显的提升<sup>[22]</sup>。

在合金流动停止机理方面研究者们也做了大量的研究工作<sup>[10, 13, 18, 23-26]</sup>。通常, 根据合金类型的不同, 合金熔体的停止流动机理存在一定的差异, 但主要归结为: 颈缩堵塞停止流动机理、端部堵塞停止流动机理及流股端部堵塞和中部颈缩堵塞复合停止流动机理三种<sup>[26-27]</sup>。而黄和任等的研究则表明, 合金熔体的停止流动机理存在尺寸效应, 但不同的合金临界尺寸不同, 并且指出在小/微尺度条件下的停止流动机理为典型的端部堵塞停止流动机理<sup>[23-24]</sup>。

采用熔模铸造技术制备复杂薄壁镍基高温合金铸件时, 薄壁部分易产生浇不足、冷隔等缺陷。针对薄壁充型困难问题, 本文采用数值模拟与试验相结合的方法

系统研究了K4169镍基铸造高温合金的充型凝固过程，并讨论了在此情况下合金熔体的停止流动机理，可为寻求延缓高温合金熔体停止流动的工艺方法，提升合金熔体在<2 mm薄壁条件下的充型能力奠定理论基础。

## 1 试验材料及试验方法

### 1.1 K4169 高温合金及其热物性参数

K4169铸造镍基高温合金是一种适用于中温环境服

役（600~700℃）的沉淀硬化型等轴晶铸造高温合金，与美国GE公司的IN718合金相当。根据《中国高温合金手册》，K4169镍基铸造高温合金的名义成分范围如表1所示。随机挑选某一批次的K4169高温合金进行流动性浇注试验，该批次合金的化学成分也列于表1中。

将表1中的实测化学成分输入ProCast软件中的材料模块，并选用Scheil凝固模型，计算获得K4169合金的热物性参数与温度的关系曲线，如图1所示。

表1 K4169合金的化学成分  
Tab. 1 Chemical compositions of K4169 nickel-based superalloy

项目	C	Cr	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Nb	$w_B / \%$
名义成分	0.02~0.08	17.00~21.00	50.00~55.00	≤1.00	2.80~3.30	0.30~0.70	0.65~1.15	4.40~5.40	
实测成分1	0.075	19.66	50.67	<0.10	2.90	0.555	0.95	5.315	
项目	Ta	Fe	B	Zr	Mn	Si	Cu		
名义成分	≤0.10	余量	≤0.006	≤0.050	<0.35	≤0.35	<0.30		
实测成分1	0.05	余量	0.001	<0.01	0.07	0.32	0.275		

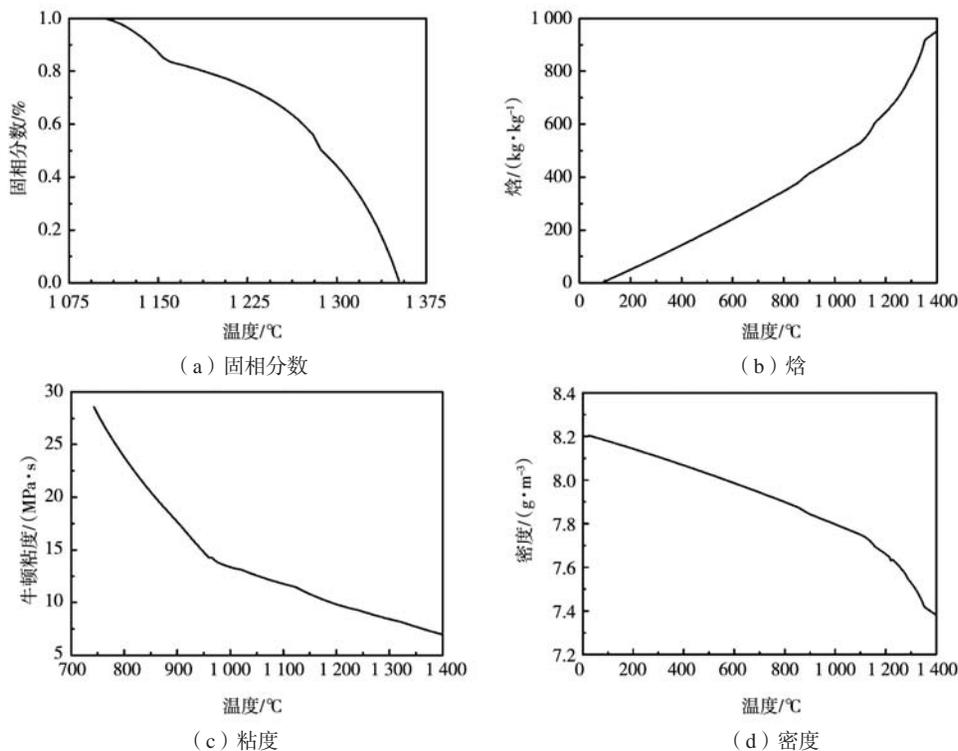


图1 K4169合金的热物性参数

Fig. 1 Thermo-physical parameters of K4169 superalloy

### 1.2 螺旋形流动性试件制备

研究采用的流动性测试模型为典型的螺旋形流动性测试模型，与分级直浇道和浇口杯组成浇注系统，如图2所示。其中，螺旋形流动性测试模型通道包括等截面的第一级、第二级流动段和第三级流动段。其

中，第一级等截面流动段内腔的厚度为7.58 mm，高度为39 mm；第二级等截面流动段内腔的厚度为4.63 mm，高度为35 mm；第三级等截面流动段内腔的厚度为1.69 mm，高度为10 mm。依据上述模型，通过蜡模制备、组装、沾浆、淋砂、脱蜡、焙烧等熔模精密铸



图2 单螺旋流动性测试模型及浇冒系统

Fig. 2 The single spiral model of fluidity-testing and pouring system

造的标准制壳流程获得浇注用单螺旋流动性测试用模壳。浇注试验采用25 kg级真空感应浇铸炉进行, 试验所采用的浇注工艺参数见表2。

表2 浇注工艺参数  
Tab. 2 Pouring process parameters

项目	参数
合金配重/kg	3.50
浇注温度/℃	1 460
型壳预热温度/℃	1 050
浇注速度/( $\text{kg} \cdot \text{s}^{-1}$ )	6~8
造型方式	包棉

### 1.3 宏观组织观察

采用电火花线切割切取流动性试件的根部、中部、端部试样。将切取的试样用砂纸打磨, 以去除表面的氧化皮, 然后选用双氧水与盐酸混合试剂对试样表面进行浸蚀, 以获得试样的宏观晶粒形貌, 并采用高像素手机进行拍照观察。

将不同部位取样的试样制成金相观察样品, 选用10 g  $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O} + 50 \text{ mL HCl} + 2.5 \text{ mL H}_2\text{SO}_4 + 50 \text{ mL}$

$\text{H}_2\text{O}$ 金相腐蚀剂腐蚀5 s。利用OLYMPUS BX53M型号光学电子显微镜, 对试样显微组织进行观察。

### 1.4 充型凝固过程模拟

将单螺旋流动性测试几何模型导入到ProCAST软件的MeshCAST中进行网格划分, 如图3所示。网格为四面体网格, 铸件薄壁部分的网格尺寸为1 mm, 浇道和浇冒口的网格尺寸为10 mm, 2D网格总数量为46 477个, 3D网格总数量为582 435个。模壳厚度设置为10 mm。数值模拟所采用的浇注温度、模壳预热温度、浇注速度与实际浇注工艺相同, 型壳和铸件间换热系数为 $600 \text{ W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 。

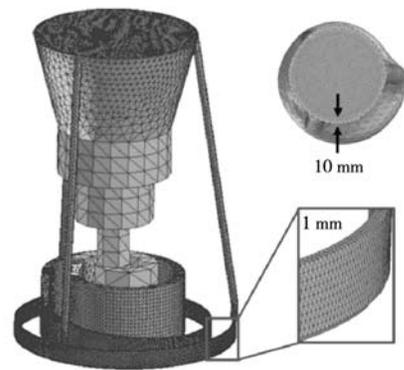


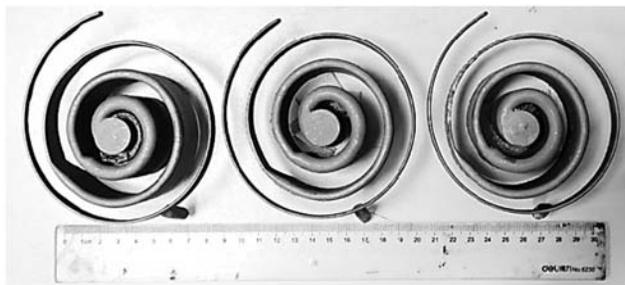
图3 单螺旋流动性测试模型的网格划分

Fig. 3 The grid division of single spiral fluidity-testing model

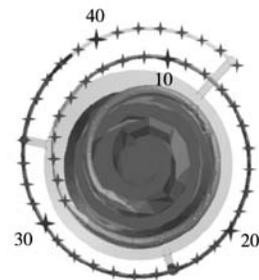
## 2 结果与讨论

### 2.1 合金流动性

图4所示为K4169合金流线长度试验和模拟结果的对比分析。在相同浇注工艺条件下流动性测试试验进行了3次。从图4(a)中可以看出, 3个流动性测试试件的流线长度基本接近, 其薄壁流线长度均值为 $39.1 \text{ mm} \pm 0.7 \text{ mm}$ 。模拟试件的流线长度约为38.7 mm, 见图4(b)。试验结果与模拟结果基本一致。



(a) 试验结果



(b) 模拟结果

图4 K4169合金流动性测试与模拟结果

Fig. 4 Test and simulation results of fluidity for K4169 superalloy

## 2.2 宏观组织

图5为K4169合金螺旋形流动性试样不同位置取样的宏观组织，熔体流动方向如各图中红色箭头所示。在靠近金属液入口的根部，如图5(a)所示，试样的宏观组织由薄板顶部和底部的超细晶组织（图中黄色箭头所示，厚度约为1 mm）和中部粗晶组织（图中蓝色箭头所示，厚度约为8 mm）组成。边缘超细晶组织的出现是由于型壳激冷作用引起的。中部取样的宏观组织，如图5(b)与根部取样宏观组织类似，但边缘超细晶组织的面积显著增加，中部粗晶组织晶粒面积减少且晶粒显著细化。端部取样的宏观组织则全部由超细晶组织组成，如图5(c)。

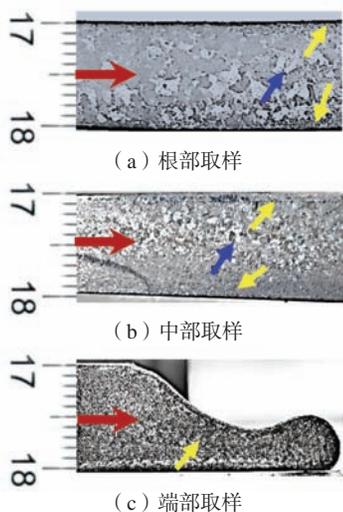


图5 流动性测试试样不同位置取样的宏观组织形貌

Fig. 5 Macroscopic morphologies sampled from different locations of fluidity-testing casting

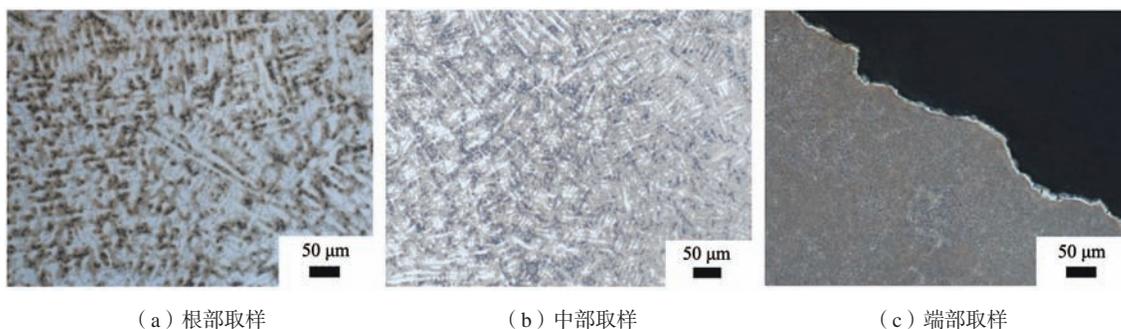


图6 流动性测试试样不同位置取样的微观组织

Fig. 6 Microstructures sampled from different locations of fluidity-testing casting

完全凝固，但此时合金熔体已经停止流动。随后，薄壁件发生由端部向根部的顺序凝固。

图8所示为合金熔体充型凝固过程中固相分数随充型时间的变化趋势图。图8(b)为图8(a)左下角区域局部放大图。从图8(b)中可以看出，薄壁试件充

图6给出了螺旋形流动性测试试样根部、中部和端部取样的微观组织形貌。从图6可以看出，根部取样部位微观组织呈现粗大的柱状枝晶形态，中部取样部位微观组织形貌与根部取样部位相似，但柱晶尺寸显著下降，而在端部取样部位微观组织呈现典型的超细晶形态。这种晶粒尺寸由根部向端部显著细化的趋势与宏观组织观察结果一致。

## 2.3 充型凝固过程

图7给出了螺旋形流动性测试样件充型凝固过程中温度场和固相分数的变化规律。当合金熔体开始进入薄壁型壳时，由于合金熔体与型壳之间较大的温度差，合金熔体温度快速下降。充型时间达到8.67 s时，合金熔体温度下降，但此时熔体温度仍然高于 $1\ 394.6\ ^\circ\text{C}$ ，如图7(a1)所示，合金熔体能够平稳的充型2 mm薄板，此时，熔体中未见固相析出，如图7(b1)所示。随着流动距离的增加，熔体温度进一步下降至 $1\ 346.2\ ^\circ\text{C}$  ( $t=13.30\ \text{s}$ ，如图7(a2)所示，此时熔体温度仍高于液相线温度，熔体中未见固相析出，如图7(b2)所示，但熔体流动性下降（熔体开始充填厚壁部分）。熔体流动性的下降主要是由于温度下降引起的熔体粘度增加而导致的，见图1(c)。随着充型过程的继续进行 ( $t=15.26\ \text{s}$ )，由于空壳内气体和型壳壁的激冷作用，熔体温度进一步下降至液相线以下，如图7(a3)所示，此时熔体前沿部分出现约10%体积分数的固相，如图7(b3)所示，熔体流动性快速下降。当充型时间达到15.76 s时，温度场如图7(a4)所示显示的熔体前沿部分温度处于 $1\ 249.4\ ^\circ\text{C}$ ，但熔体前沿处固相分数已达到50%以上，如图7(b4)所示。尽管熔体前沿并未

型过程主要分为快速充型阶段和慢速充型阶段两个阶段。在快速充型阶段，熔体温度下降较慢且熔体中不存在固相；在慢速充型阶段，合金熔体温度下降较快且熔体中快速析出固相。当熔体前沿固相达到一定含量（50%）时，合金熔体即停止流动。



图7 流动性试样充型、凝固过程  
Fig. 7 The filling and solidification process of fluidity-testing casting

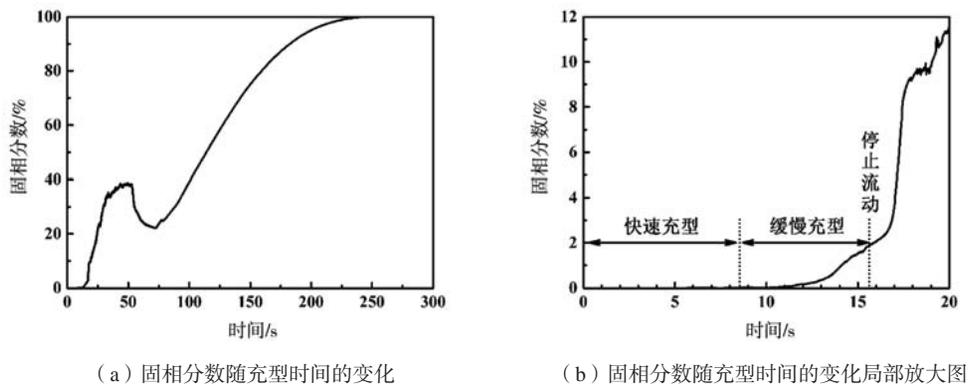


图8 固相分数随充型时间的变化  
Fig. 8 The variation of solid phase fraction with filling time

## 2.4 薄壁件浇注时合金熔体停止流动机理

K4169镍基铸造高温合金是典型的宽结晶温度范围的合金。通常，对于凝固区间相对较大的合金，连续的成分过冷及其他作用将使液流内部不断的产生独立自由的晶核。由图7所示的螺旋形流动性试样充型凝固过程的温度场和固相分数分布可知，随着充型过程的进行，合金熔体温度呈现由根部向端部逐渐下降的分布状态，从而导致合金发生由端部向根部的顺序凝固。这种温度场分布导致在合金熔体前沿更易析出固相。由图7(b4)可知，当熔体前沿部分固相分数达到50%时，合金即停止流动。流动性试样不同取样位置的宏微观组织特征（见图5和图6）证明了上述凝固过程。根据数值模拟和宏微观组织观察结果，提出薄壁特征件高温合金熔体停止流动机理，如图9所示。在薄壁（<2 mm）条件下，K4169镍基铸造高温合金的充

型凝固过程分为三个典型阶段：快速充型阶段、慢速充型阶段和停止流动阶段。在快速充型阶段，合金熔体温度高于液相线温度，在此阶段，随着合金熔体温度下降，熔体粘度增加，导致合金流动性下降；在慢速充型阶段，合金熔体温度的进一步下降至液相线以下，此时合金熔体中析出少量固相，导致合金熔体粘度增大、流动性快速下降。随着熔体前沿温度的持续下降，熔体前沿析出更多固相，当固相分数累计达到约50%时，即使此时合金熔体温度还未达到固相线，但合金熔体已经停止流动。

已有研究表明，合金的停止流动机理存在尺寸效应，但不同的合金临界尺寸不同<sup>[23-24]</sup>。通常，在小/微尺度条件下的停止流动机理为典型的端部堵塞停止流动机理。从前述分析可知，K4169镍基铸造高温合金薄壁试样的停止流动原因主要归因于合金熔体前沿析

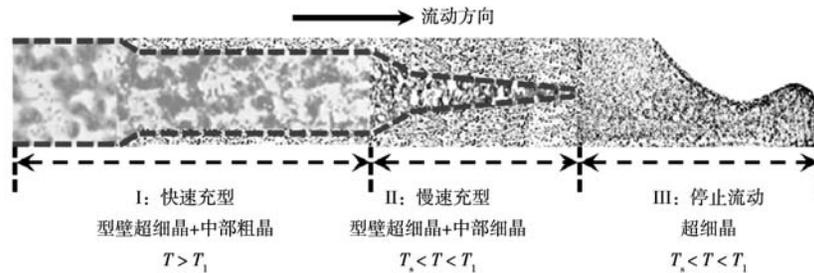


图9 薄壁镍基高温合金K4169停止流动机理模型图

Fig. 9 The cessation mechanism of alloy melt flow for thin-walled K4169 superalloy

出一定体积分数的固相而导致的半固态阻滞和堵塞作用，即端部堵塞停止流动机理。上述停止流动方式与合金熔体前沿较快的温度下降相关，可以通过优化合金成分以减低固相析出速率或优化浇铸工艺减缓熔体前沿温度快速下降来提升镍基铸造高温合金薄壁件的充型能力。

### 3 结论

以K4169镍基高温合金为对象，基于螺旋形流动性测试模型，采用数值模拟和试验相结合的方法，揭示了在壁厚 $< 2\text{ mm}$ 条件下镍基铸造高温合金充型凝固过程，并结合凝固组织特征，阐明了镍基高温合金在薄壁条件下的停止流动机理，具体结果如下。

(1) 基于数值模拟的K4169高温合金薄壁流线长度与试验获得的薄壁流线长度基本一致，表明数值模拟获得的温度场和固相分数能反映试验过程的真实情况。

(2) 数值模拟结果表明： $< 2\text{ mm}$ 壁厚条件下，合金熔体充型过程分为快速充型、慢速充型和停止流动三个阶段。在快速充型阶段，熔体中不存在固相，充型速度的下降取决于温度下降引起的熔体粘度增加；在慢速充型阶段，合金熔体中析出少量固相，导致熔体粘度增加；当合金熔体前沿固相分数达到约50%时，合金停止流动。

(3) 宏微观组织分析结果表明：试样根部型壳壁附近呈现超细晶组织，中部呈现粗晶组织；试样中部宏微观组织状态与根部类似，但型壳壁附近超细晶组织的面积显著增加，中部粗晶组织晶粒面积减少且晶粒显著细化；端部取样的宏观组织则全部由超细晶组织组成。

(4) K4169镍基铸造高温合金薄壁件停止流动机理为典型的端部堵塞造成合金熔体停止流动，且当前沿熔体中固相分数达到约50%时合金熔体即停止流动。

#### 参考文献：

- [1] 刘林. 高温合金精密铸造技术研究进展 [J]. 铸造, 2012, 61 (11): 1273-1285.
- [2] 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.
- [3] 崔加裕, 汪东红, 程海波, 等. 航空发动机用高温合金复杂薄壁精密铸件尺寸精度控制技术研究进展 [J]. 航空材料学报, 2024, 44 (2): 31-44.
- [4] 刘明亮, 杜大帆, 李九霄, 等. 精密铸件反重力铸造凝固组织与缺陷控制研究进展 [J]. 精密成形工程, 2023, 15 (1): 199-207.
- [5] 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.
- [6] 岑孟江, 陈晓强, 陈超英, 等. K403高温合金复杂薄壁件的铸造工艺研究 [J]. 铸造, 2021, 70 (8): 964-967.
- [7] KANG M D, WANG J, GAO H Y, et al. Study on the castability and mechanical properties of thin-walled nickel-base superalloy [J]. Materials Science and Technology, 2017, 33 (3): 326-332.
- [8] 胡增武, 宗福春. 化学成分和浇注温度对7A04合金铸造性能的影响 [J]. 铸造, 2023, 72 (3): 270-274.
- [9] WANG Y, BAI Y, JIANG K, et al. Influence of minor cerium addition on microstructure and fluidity of as-cast Al-Cu-Mn-Mg alloy [J]. Journal of Rare Earths, 2025, 43 (2): 377-383.
- [10] CHEN G C, LI X. Effect of TiC nano-treating on the fluidity and solidification behavior of aluminum alloy 6063 [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2024, 324: 118241.
- [11] ZHENG J, PANG Y, SHI H, et al. Effect of Mn and B addition on the microstructure and properties of Al-Si-Cu-Mg cast alloy [J]. International Journal of Metalcasting, 2024, 18 (4): 2972-2984.
- [12] ZOU G T, ZHANG H H, YANG Y T, et al. Effects of pouring and mold temperatures on the fluidity and hot tearing susceptibility of Al-3.5 Si-0.5 Mg-0.4 Cu alloy [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2020, 73 (10): 2511-2517.

- [13] CHEN G C, LI X. Nanoparticle-enhanced castability of aluminum alloy 2024: fluidity, hot cracking, and surface quality [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2024, 55 ( 3 ) : 761–773.
- [14] NIU G, MAO J, WANG J. Effect of Ce addition on fluidity of casting aluminum alloy A356 [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50: 5935–5944.
- [15] ZHANG Y, LIU W, CHEN W, et al. Simultaneously improving thermal conductivity, mechanical properties and metal fluidity through Cu alloying in Mg-Zn-based alloys [J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, 12 ( 9 ) : 3823–3839.
- [16] ZHOU Y, MAO P, WANG Z, et al. Experimental investigation and simulation assessment on fluidity and hot tearing of Mg-Zn-Cu system alloys [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2021, 297: 117259.
- [17] ZHANG J, ZHANG X, WANG H, et al. Study on improving the fluidity of Ti<sub>2</sub>AlNb alloy [J]. *Calphad*, 2023, 83: 102621.
- [18] HAN J, LIU Z, JIA Y, et al. Effect of TiB<sub>2</sub> addition on microstructure and fluidity of cast TiAl alloy [J]. *Vacuum*, 2020, 174: 109210.
- [19] 李春玲, 樊建军, 李绍冰, 等. 铸造工艺参数对Zr基非晶合金充型能力的影响 [J]. *铸造*, 2023, 72 ( 9 ) : 1099–1104.
- [20] 周伟, 刘林, 介子奇, 等. 硼对K4169高温合金流动性及缩松的影响 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2014, 43 ( 12 ) : 3082–3088.
- [21] 介子奇. 微量元素及熔体处理对K4169高温合金组织和性能的影响 [D]. 西安: 西北工业大学, 2018.
- [22] 田建军, 张志伟, 李振瑞. 铸造高温合金K417流动性的研究 [J]. *金属材料研究*, 2020, 46 ( 4 ) : 16–20.
- [23] 黄宏, 左家斌, 李峰, 等. Ti4822合金熔体停止流动机理研究 [J]. *铸造*, 2022, 71 ( 11 ) : 1349–1352.
- [24] 任明星, 李邦盛, 傅恒志. 微尺度下液态Zn-4Al合金停止流动机理研究 [J]. *铸造*, 2010, 59 ( 8 ) : 780–782.
- [25] CHEN G C, ZENG Y, ZHENG T, et al. Nano-treating enhanced ductility and fluidity of Zn-4Al alloy [J]. *Materials Letters*, 2024: 137556.
- [26] 杨闯, 李邦盛, 任明星, 等. Ti基合金熔体停止流动机理研究 [J]. *铸造*, 2008, 57 ( 10 ) : 1072–1075.
- [27] 李庆春. 铸件形成理论基础 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1980.

## Thin-Walled Filling and Solidification Behaviors of Nickel-Based Superalloys

ZHENG Hang<sup>1</sup>, XIA Xing-yi<sup>2</sup>, HOU Zheng-qian<sup>3</sup>, YI Chu-shan<sup>1</sup>, LEI Si-xiong<sup>1</sup>, WANG Lian-bo<sup>2</sup>, ZHU Guo-liang<sup>4</sup>, TAN Qing-biao<sup>4</sup>

(1. AECC South Industry Co., Ltd., Zhuzhou 412002, Hunan, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai Institute of Technology, Shanghai 201418, China; 3. Hunan Baoyue New Material Technology Co., Ltd., Yueyang 414000, Hunan, China; 4. Shanghai Key Lab of Advanced High-Temperature Materials and Precision Forming, School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

### Abstract:

Premature cessation of melt flow can lead to defects such as misruns and cold shuts in thin-walled sections using investment casting technology to produce high-temperature alloy castings. The filling as well as solidification process and cessation mechanism of K4169 superalloy melt were investigated through numerical simulations and experimental observations. The results indicated that the melt filling process could be divided into three stages: rapid filling, slow filling, and flow cessation. During the rapid filling stage, a drop in melt temperature results in a gradual increased viscosity, leading to a decline of alloy fluidity. In the slow filling stage, the precipitation of solid phases in the melt caused a sharp increase in viscosity, in turn a rapid decline for alloy fluidity. When the solid fraction at the melt front reached approximately 50%, the melt ceased to flow, and an ultrafine-grained macrostructure forms at the front, exhibiting an end-blocking flow cessation mechanism. The research results provided insights into strategies for improving the filling capability of nickel-based superalloys under thin-walled conditions.

### Key words:

nickel-based superalloy; investment casting; filling and solidification; cessation; thin wall