

K4750 合金离心和重力铸造凝固组织及室温力学性能研究

杨一琰¹, 杨光昱¹, 张赵忠², 吴昊¹, 张军¹, 介万奇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 河南国荣精密重型机械有限公司, 河南 新乡 453499)

摘 要: 研究了 K4750 高温合金重力铸造和离心铸造的凝固组织及室温力学性能, 对比分析了两种工艺条件下实验合金的第二相分布、晶粒度、元素偏析、缩松缺陷分布、室温力学性能及其断口形貌。发现两种铸造工艺条件下铸态 K4750 合金均由 γ 基体相、晶内 MC 碳化物、细小弥散分布的晶内 γ' 相以及晶界 MC 和 $M_{23}C_6$ 碳化物组成, 离心铸造工艺下析出相的尺寸减小。离心铸造铸态 K4750 合金的平均晶粒尺寸从重力铸造下的 4.52 mm 减小到 2.22 mm, 缩松缺陷面积分数由重力铸造的 1.75% 减少至 0.27%; 重力铸造铸态 K4750 合金组织枝晶排列整齐, 离心铸造铸态 K4750 合金组织枝晶发生破碎, 元素微观偏析程度减轻; 离心铸造制备的铸态 K4750 合金展现出优异的室温力学性能, 其屈服强度、抗拉强度和断裂延伸率分别为 632 MPa、938 MPa 和 11.2%。相比于重力铸造试样, 其抗拉强度提高了 20.6%, 这主要归因于晶粒细化、析出相尺寸减小以及铸造缺陷减少的共同作用。

关键词: K4750 高温合金; 重力铸造; 离心铸造; 微观组织; 室温力学性能

中图分类号: TG249.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X

镍基高温合金具有优良的高温强度、良好的抗氧化性和耐腐蚀性, 广泛应用于航空发动机、燃气轮机、核反应堆等领域^[1-3]。相较于单晶高温合金, 等轴晶高温合金的服役温度较低, 多用于制备服役在等强温度以下的航空发动机后机匣、涡轮盘等结构件。我国现役的等轴晶高温合金材料 K4169、TMW 等合金的服役温度为 650 ~ 725 °C, 其在 750 °C 及以上温度环境中长时运行容易产生热裂纹等缺陷, 无法满足 750 °C 及以上温度服役需求^[4-5]。国外已有承温能力在 750 °C 以上的等轴晶高温合金 IN939 和 IN738, 且已广泛应用于工业燃气轮机叶片等部件的制备。为解决现有材料承温能力不足以及国外合金引进困难的问题, 我国中科院金属所自主研发了一种服役温度可达 750 °C 并兼备优异铸造性和焊接性的新型镍基铸造等轴晶高温合金 K4750。

由于高温合金高密度、高粘度等特性, 传统重力铸造工艺下高温合金晶粒组织粗大且缩松缺陷较多, 上述问题严重影响铸件的室温力学性能和服役稳定性。在重力铸造的基础上对铸型施加离心力场, 可以改变金属液的流动形态, 并加快合金液的凝固速度, 进而细化晶粒尺寸并减少铸造缺陷, 国内外研究人员对此开展了广泛的研究^[6-8]。国外在离心铸造方面的研究起步较早, 上世纪八十年代, 美国 Howmet 公司开发出两种离心铸造工

艺 Grainmax 法和 Microcast 法, 成功制备出晶粒度 ASTM 3 ~ 5 级的高温合金增压机匣和涡轮外壳等铸件, 铸件的低周疲劳性能得到显著提升^[9]。Silvia 等^[7]分析了离心铸造 IN625 合金的铸态组织, 研究发现, 在离心力的作用下, 枝晶间获得了更大的补缩通道, 金属熔体的冷却速度加快, 从而显著减少了气孔产生的可能性。Yang 等^[10]分别在重力和离心条件下制备了 Nb-TiAl 合金低压涡轮叶片, 结果表明, 相较于重力铸造, 离心铸造工艺中熔体与模壳之间的换热条件有所改善, 合金液的冷却速率提高, 从而使叶片整体微观组织更加细小, 缩松和浇不足等铸造缺陷明显减少。由于受到西方国家的保密限制, 我国高温合金离心铸造起步较晚。上世纪九十年代末期, 北京航空材料研究院成功制备出离心铸造 K418B 高温合金整体涡轮铸件, 晶粒度达到 ASTM 0 ~ 3 级, 其 650 °C 低周疲劳寿命比重力铸造的涡轮高 3 ~ 4 倍^[11]。胡等^[12]分别采用重力铸造和铸型搅动离心铸造制备了 K492M 向心叶轮, 向心叶轮的室温抗拉强度由重力铸造的 875 MPa 提高到铸型搅动离心铸造下的 1033 MPa, 提高了 18.1%。汤等^[13]研究发现铸型搅动离心铸造可以将 K418B 整体叶轮轮盘的晶粒尺寸从重力铸造的 3 ~ 6 mm 减小到 0.12 ~ 0.18 mm, 该铸件从室温到 850 °C 的瞬时拉伸性能都明显高于常规重力铸造, 其 650 °C 下的低周

收到初稿日期:

基金项目: 国家科技重大专项项目 (No.J2019-VI-0004-0118)

作者简介: 杨光昱, 男, 1967 年生, 博士, 教授, 西北工业大学, 陕西 西安 710016, 电话: Tel: 029-81662098, E-mail: ygys@nwpu.edu.cn

疲劳寿命比重力铸造铸件高 3 倍。

整体而言,国外高温合金离心铸造工艺已发展较为成熟,而我国高温合金离心铸造工艺仍处于发展阶段。本文以 K4750 高温合金试棒为研究对象,对比研究 K4750 高温合金重力铸造和离心铸造的凝固组织和室温力学性能,讨论离心铸造工艺的作用机理,为 K4750 高温合金的进一步推广应用提供研究参考。

1 实验

1.1 K4750 合金试棒制备

本实验选用等轴晶铸造高温合金 K4750 为原材料,通过熔模精密铸造工艺制备出如图 1(a)所示的总长度 77 mm,工作端长度 22 mm,夹持端直径 14 mm,工作端直径为 5 mm 的 K4750 合金试棒,采用电感耦合等离子体原子发射光谱仪(ICP-AES)测定合金的化学成分如表 1 所示。

重力铸造和离心铸造使用的蜡模和型壳采用相同工艺制备。首先,使用 AFS-500 激光快速成型机制备蜡模,随后采用七层模壳工艺在蜡模表面涂挂浆料并撒砂,内层浆料为硅溶胶-锆英粉,撒砂材料为锆英砂,中间层为三层硅溶胶-上店粉浆料,外层浆料为硅溶胶-上店粉,最后用硅溶胶-锆英粉浆料进行两次封浆处理。重力铸造工艺(Gravity casting)是将合金置于真空感应熔炼炉中熔炼,合金液温度达到 1540 °C 后精炼 5 min,在 1530 °C 的浇注温度下将合金液浇注到预热温度为 1050 °C 的模壳中,静置待其完全凝固后取出铸件。本文中离心铸造工艺(Centrifugal casting)与重力铸造工艺采用相同的浇注温度和精炼工艺,在浇注完成的瞬时开启离心装置使铸型进行旋转直至金属液完全凝固,离心转速为 100 rpm,持续时间为 5 min。

1.2 K4750 合金微观组织分析

使用线切割机从试棒上部、中部和下部分别切取 $\Phi 5$ mm $\times$ 2 mm 的试样,试样依次经过 240、400、600、800、1000、1200、1500、2000 目砂纸研磨。随后采用自动抛光机对试样进行抛光,抛光剂选用粒度为 1.5 μ m 的金刚石抛光膏,抛光后用酒精清洗试样并吹干。采用 GX-71 型光学显微镜(OM)观察缩松缺陷分布,利用 Image-ProPlus6.0 软件统计缩松面积分数。以试棒上部、中部和下部的缩松面积分数的平均值作为实际缩松面积分数,并根据航标 HB20058-2011《铸造高温合金显微疏松评定方法》来评定缩松等级。利用线切割机从试棒夹持端切取尺寸为 20 mm $\times$ 10 mm $\times$ 2 mm 的试样,经砂纸研磨至 2000 目并对试样进行机械抛光,采用 15 gCuSO₄+3.5 mlH₂SO₄+50 mlHCl 溶液腐蚀机械抛光试样 5 秒。使用 XC15-45 数码相机拍摄宏观晶粒组织,采用

截线法统计晶粒尺寸。采用 20 gCuSO₄+5 mlH₂SO₄+100 mlHCl+80 mlH₂O 溶液腐蚀机械抛光后的试样,观察合金的枝晶和析出相。使用 TESCAN CLARA GMH 型场发射扫描电镜(SEM)及其附带的能谱仪(EDS)测试合金元素偏析程度、析出相以及断口形貌。合金元素的微观偏析程度用方程(1)表示。

$$k = \frac{C_D^i}{C_{ID}^i} \#(1)$$

式中, k 代表合金元素的微观偏析系数, C_D^i 代表枝晶干元素平均浓度, C_{ID}^i 代表枝晶间元素平均浓度。每个试样的枝晶干和枝晶间各选取 10 个点进行点扫描采集,计算其算数平均值作为各元素的平均含量。

1.3 K4750 合金力学性能测试

从试棒工作端取 $\Phi 5$ mm $\times$ 2 mm 的试样进行微观硬度测试,测试仪器为 LECO 维氏显微硬度计,载荷 1 kg,保压时间 15 s,每组试样测量 10 次取平均值。将试棒按照图 1(b)加工成拉伸试样,其中工作端直径为 5 mm,标距为 25 mm,拉伸试样总长为 71 mm。采用 INSTRON 3382 型电子万能实验机进行室温拉伸实验,拉伸速率为 1.0×10^{-4} mm/s。为确保室温力学性能的准确性,每种工艺条件下的试样均进行了至少三次拉伸测试,取其平均值。实验合金的抗拉强度 σ_b 是试验过程中的最大应力值,用式(2)表示。

$$\sigma_b = \frac{F_b}{A_0} \#(2)$$

式中: F_b 为试样断裂前受到的最大载荷, A_0 为试样原始横截面积。

实验合金的延伸率采用式(3)计算:

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100\% \#(3)$$

式中: l_0 为拉伸前试样标距, l_1 为拉伸断裂后试样的标距。

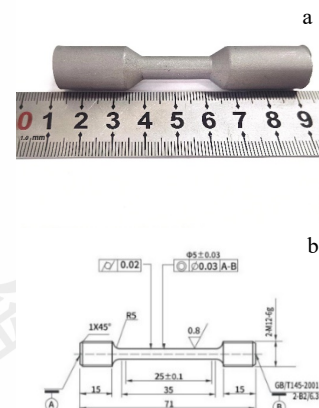


图 1 K4750 合金试棒及拉伸试样尺寸:

(a) 试棒, (b) 拉伸试样尺寸

Fig.1 Schematic of the K4750 superalloy specimen and

dimension of the tensile specimen:

(a) specimen, (b) dimension of the tensile specimen

表 1 K4750 高温合金的实测化学成分 (wt. %)

Table 1 Actual measured chemical compositions of the K4750 superalloy (wt. %)

Element	C	Cr	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	B	Ni
Content	0.11	19.8	4.67	1.06	2.90	1.51	2.95	1.35	0.007	Bal.

2 结果与讨论

2.1 重力铸造条件下 K4750 合金的铸态组织

重力铸造工艺条件下铸态 K4750 合金的显微组织如图 2 所示。如图 2(a)所示,重力铸造工艺下铸态 K4750 合金的晶内和晶界处均分布着微米级析出相,其中晶界上的析出相呈连续分布,而晶内大多是一些独立分布的析出相。重力铸造工艺下铸态 K4750 合金的晶界微米级析出相存在长条状和层片状两种形貌如图 2(b)所示,而晶内微米级析出相的形貌主要为图 2(c)所示的块状。图 2(d)为图 2(b)中红框区域的放大图,如图 2(d)所示,重力铸造工艺下铸态 K4750 合金的晶内弥散分布着大量细小的纳米级蝶状析出相。

图 3 是重力铸造工艺下铸态 K4750 合金晶界处棒状及层片状析出相的 EDS 面扫描分布结果。可以看出,晶界上长条状析出相富含 Ti、Nb、Mo 以及 C 元素;层片状析出相富含 Cr、Ni、Fe 元素,尤其是富含 Cr 元素。

表 2 是图 2 中不同析出相的 EDS 点分析结果。根据图 2 中点 1 的点扫描结果可知,微米级长条状析出相中 (Ti+Nb+Mo)元素与 C 元素的原子比约为 1: 1,故推测晶界处的长条状析出相为 MC 型碳化物。由图 2(b)中点 2 层片状析出相的点扫描结果可知,该相中主要富含 Cr 元素,其(Ni+Cr)元素与 C 元素的原子比约为 23: 6,该相与 $M_{23}C_6$ 碳化物成分接近,可以推测该层片状析出相为 $M_{23}C_6$ 碳化物。根据图 2(c)中点 3 所指晶内微米级块状析出相的点扫描结果可知,该相富含 C、Ti、Nb、Mo 等元素,与晶界 MC 碳化物具有相似的成分,可以推测该相与晶界处长条状析出相同为 MC 碳化物。研究表明^[14-17],晶内细小弥散分布的纳米级蝶状析出相为 γ' 相 $Ni_3(Al, Ti)$ 。综上可知, K4750 合金的铸态组织由 γ 基体相(Ni、Fe)、晶界 MC 碳化物和 $M_{23}C_6$ 碳化物以及晶内 γ' 相、MC 碳化物组成。

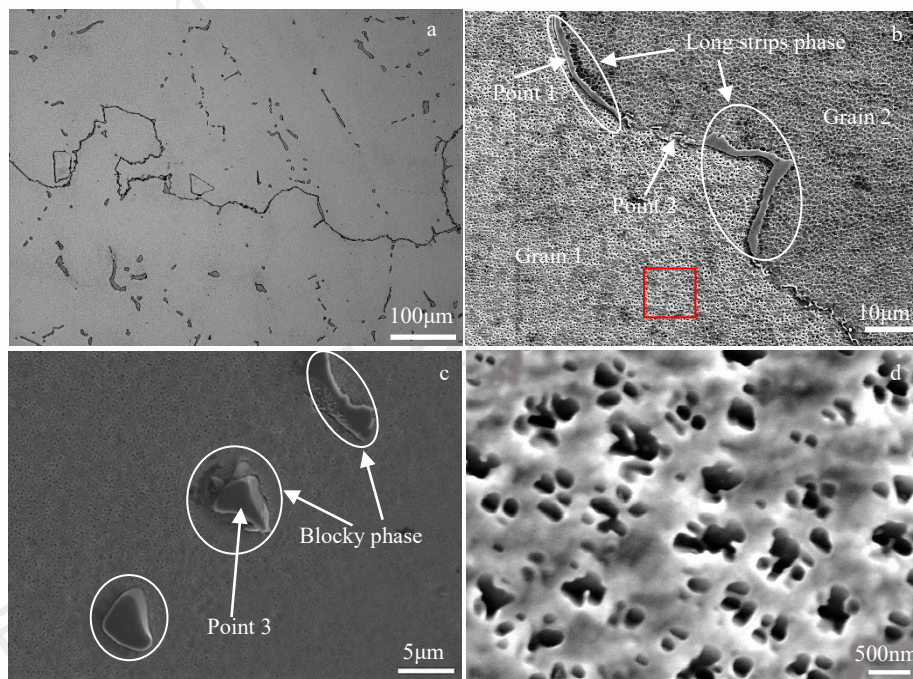


图 2 重力铸造工艺下铸态 K4750 合金的微观组织:

(a) OM 组织; (b, c) 晶界和晶内微米级析出相的 SEM 组织; (d) 图(b)红色方框的放大图

Fig.2 Microstructures of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting method:(a) OM microstructure; (b, c) SEM image of micrometer-scale phase at the grain boundary and within grain; (d) enlarged image in the red box of Fig.2(b)

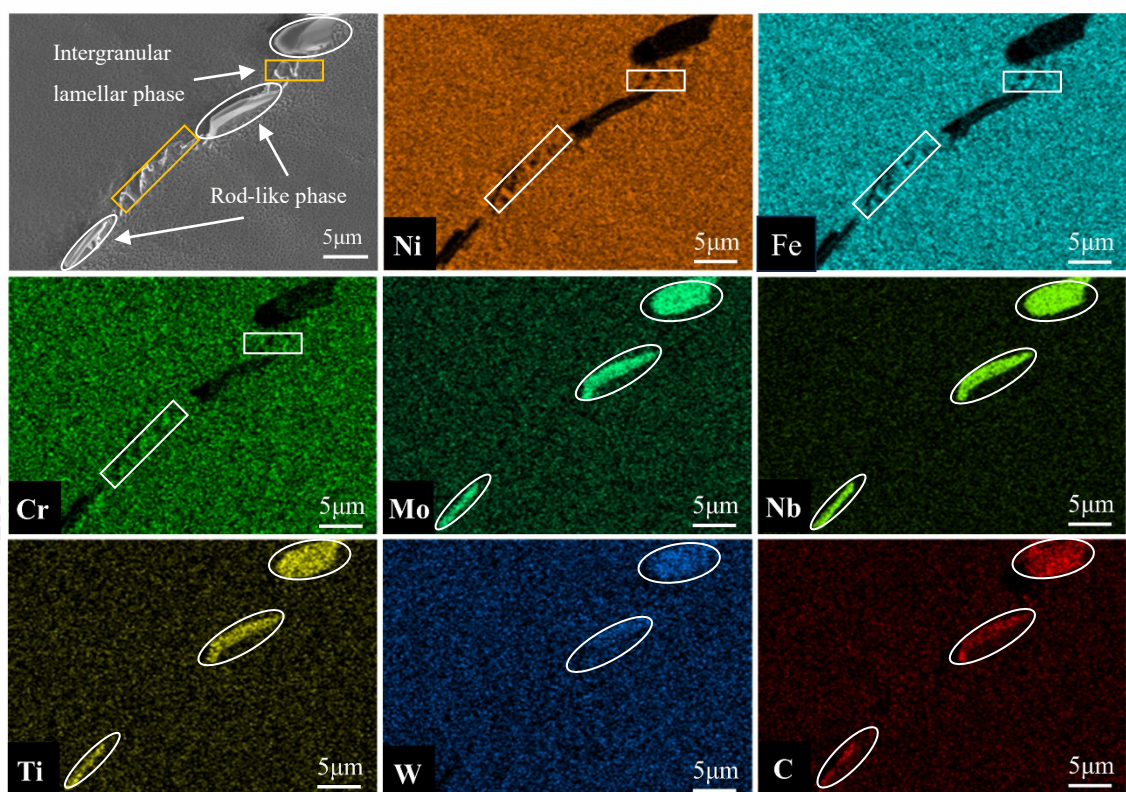


图 3 重力铸造工艺下铸态 K4750 合金晶界处棒状相及层片状相的 EDS 面扫描分布图

Fig.3 EDS analysis results of the rod-like phase and lamellar phase at grain boundary of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting

表 2 图 2 中铸态 K4750 合金不同析出相的 EDS 点扫描结果

Table 2 EDS analysis results of the different precipitates of the as-cast K4750 superalloy in Fig. 2

Point	Composition (at.%)							
	C	Cr	Ti	Nb	W	Mo	Ni	Al
Point 1	52.71	0.74	20.79	16.30	3.60	4.26	1.6	0
Point 2	22.88	31.12	2.96	0.58	0.26	2.08	37.98	2.14
Point 3	57.82	0.88	21.19	16.24	0.60	1.43	1.84	0

2.2 重力铸造条件下 K4750 合金的铸态组织

图 4 为重力和离心两种铸造工艺下铸态 K4750 合金显微组织，图 5 为两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的平均晶粒尺寸统计图。可以看出，重力铸造下合金组织晶粒较为粗大，平均晶粒尺寸为 $(4.52 \pm 0.53) \mu\text{m}$ ；离心铸造工艺下铸态合金组织晶粒得到了明显细化，但仍存在少量较为粗大的晶粒，平均晶粒尺寸为 $(2.22 \pm 0.32) \mu\text{m}$ 。离心铸造工艺使金属熔体在充型、凝固过程中得到充分搅动，枝晶在离心力的作用下发生折断、破碎，破碎的枝晶以游离晶的形式进入熔体，增加了有效形核核心的数量，提高了形核率，起到动力学细化晶粒的作用^[18]。同时，离心铸造加快了合金液与模壳之间的对流换热，加快了合金液在型壳中的流动速度，增加其冷却速率，缩短凝固时间，抑制晶粒长大，有效细化晶粒^[20]。因此，相较于重力铸造工艺来说，离心铸造工艺能有效地细化宏观晶粒组织。

缩松缺陷往往会导致合金在服役过程中产生应力集中，从而降低合金的服役性能^[21]。图 6 为重力和离心铸造工艺下 K4750 合金试棒的缩松缺陷，图 7 为两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的缩松面积分数统计图。可以看到，重力铸造工艺下铸件缩松分布比较集中、数量较多且尺寸较大；而离心铸造工艺下合金缩松含量由重力铸造下约 1.75%左右显著下降至大约 0.27%且细小弥散分布，相应的缩松等级由四级下降至一级。重力铸造条件下，金属液仅依靠自身重力在枝晶间流动补缩，补缩压力不足，导致最后凝固部位出现较多缩松缺陷；而离心铸造工艺下，在合金液自身重力和外加离心力的双重作用下，合金液的补缩压力增大，枝晶间得到有效补缩，大大减少了合金中缩松的含量；同时，已形成的枝晶在离心力的作用下发生破碎，导致枝晶间液相组成的毛细通道增多，提高了残余液相的流动性，有利于补缩^[18]。

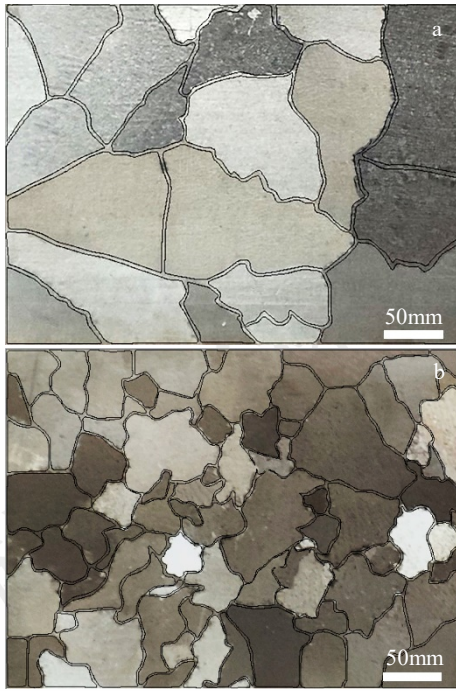


图 4 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的晶粒组织:

(a) 重力铸造, (b) 离心铸造

Fig.4 The grain morphologies of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting (a), centrifugal casting (b) respectively

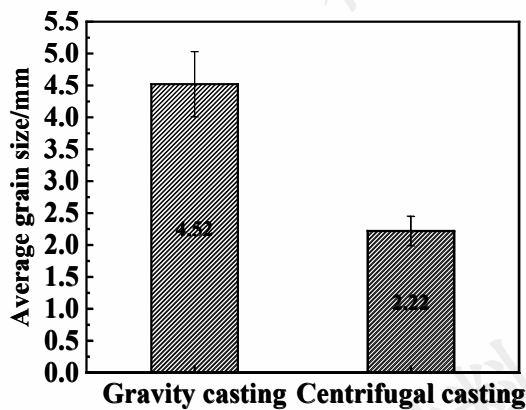


图 5 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的平均晶粒尺寸图

Fig.5 The average grain size of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting and centrifugal casting respectively

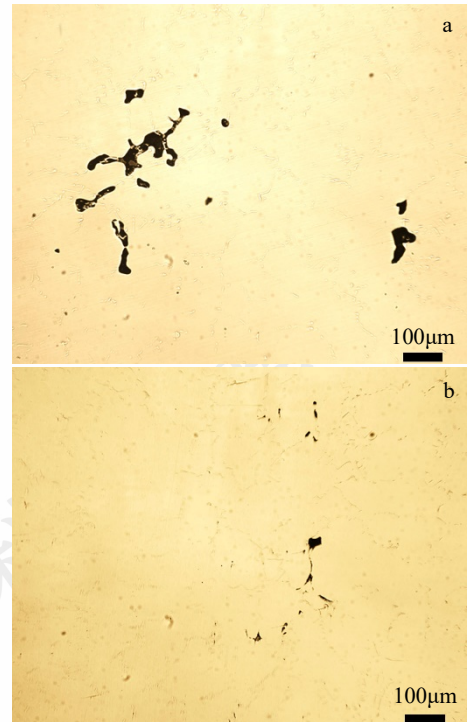


图 6 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的 OM 组织:

(a) 重力铸造, (b) 离心铸造:

Fig.6 OM images of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting (a), centrifugal casting (b) respectively

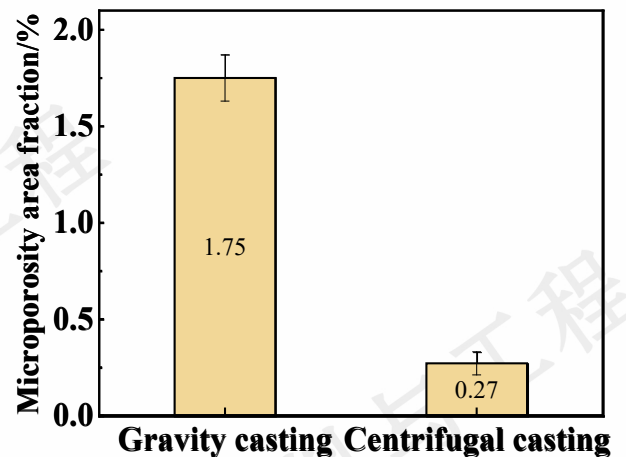


图 7 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的缩松面积分数统计图

Fig.7 The area fraction of shrinkage defects of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting and centrifugal casting respectively

2.3 重力和离心铸造组织枝晶形貌与元素偏析

重力和离心铸造工艺下铸态 K4750 合金的枝晶形貌如图 8 所示。图中黑色区域为枝晶干(Dendritic stem), 白色区域为枝晶间(Interdendrite), 枝晶间弥散分布着细小的第二相(Secondary phase)。从图 8(a, c)可以看出, 重

力铸造下的枝晶干比较发达,枝晶数量较少且排列整齐。由图 8(b, d)可知,离心铸造条件下枝晶破碎,数量增多,整体尺寸变得细小,排列比较随机。重力铸造下合金液仅靠自身重力凝固,熔体冷却速度慢,合金液的凝固时间长,枝晶充分生长粗化。离心铸造促使固液界面前沿

的液相发生了强烈扰动,正在生长的枝晶被流动的熔体折断,缩短了合金液的凝固时间,抑制了枝晶长大搭接成骨架的过程,导致离心铸造工艺下枝晶破碎且数量增多^[22]。

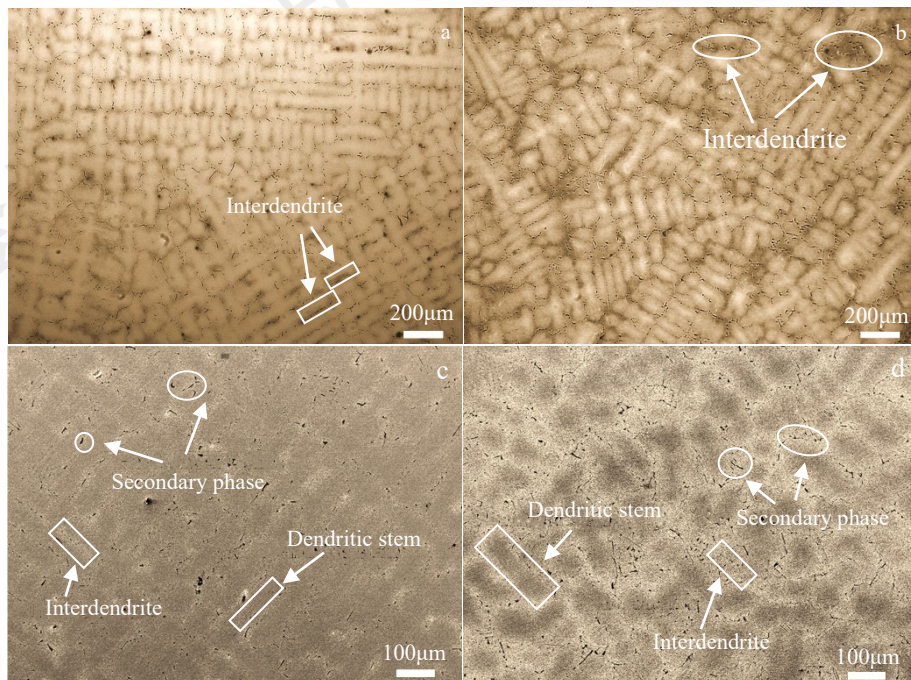


图 8 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的枝晶形貌:

(a, c) 重力铸造; (b, d) 离心铸造

Fig.8 Dendritic morphologies of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting (a, c); centrifugal casting (b, d) respectively

两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的元素微观偏析系数如图 9 所示。可以看出, Al、Ti、Nb、Mo 元素主要富集在枝晶间,为负偏析元素;而 Cr、W 元素则偏聚在枝晶干,为正偏析元素。在所有元素中,偏析最严重的是 W 元素,两种铸造工艺下合金元素的偏析倾向一致,但偏析程度有所不同。相比于重力铸造工艺,离心铸造工艺显著减轻了元素的微观偏析,其中 W 元素的偏析系数由 1.82 减少至 1.64。合金中元素偏析取决于初生相元素含量与合金液中元素含量的差别。在 K4750 合金凝固过程中,首先凝固形成 γ 枝晶(Ni、Fe),随后在液相中析出 MC 型碳化物(Ti、Nb、Mo),Cr 等 $M_{23}C_6$ 碳化物形成元素在固液界面前沿富集,形成元素偏析。施加离心力可以促进固液界面前沿合金液流动,加快金属熔体的冷却速率,从而减轻了元素的微观偏析程度;另外,离心铸造下枝晶间距的减小以及枝晶的破碎,均有利于元素的均匀分布,使得离心铸造工艺条件下铸态 K4750 合金的元素微观偏析改善^[23-24]。

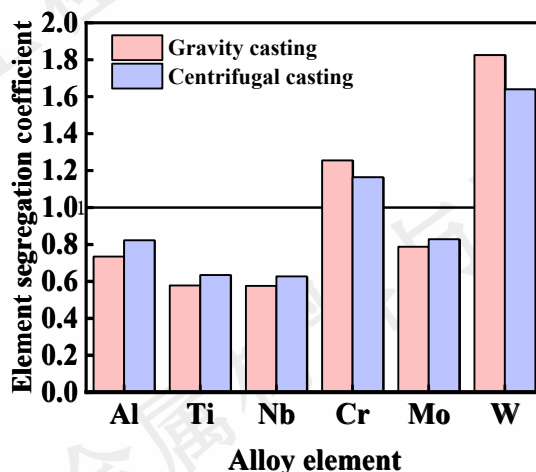


图 9 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金元素微观偏析系数

Fig.9 Element segregation coefficient of the as-cast K4750 superalloy prepared by the two casting methods respectively

2.4 离心铸造对 K4750 合金铸造组织的影响

图 10 是重力和离心铸造工艺下铸态 K4750 合金的 OM 组织。重力铸造下, MC 碳化物的尺寸为 13~15 μm ;而离心铸造下 MC 碳化物的尺寸更加细小,其尺寸为 8~10 μm 。

这是由于离心铸造下金属液冷却速度快，过冷度大，枝晶破碎且数量增多，枝晶间更容易析出 MC 碳化物；而冷却速度快导致 MC 碳化物来不及长大，偏析改善使得 Ti、Nb 等元素浓度下降，长大驱动力下降，综合导致了离心铸造下 MC 碳化物的类型未发生改变，同时尺寸减小^[16]。图 11 为两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的 γ' 相形貌。两种工艺下的 γ' 相均呈现蝶状弥散分布，重力铸造工艺下 γ' 相的尺寸约为 459 nm，体积分数为 28.8%，而离心铸造条件下的 γ' 相平均尺寸减小至 287 nm，体积分数为 21.3%。

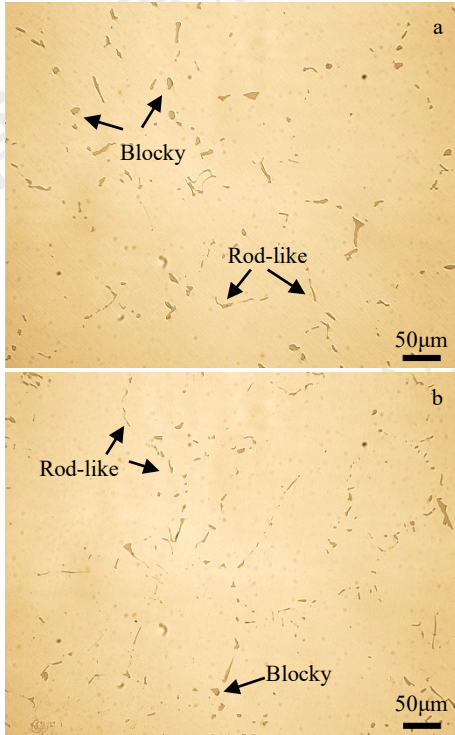


图 10 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金 MC 碳化物的 OM 组织：(a)重力铸造；(b)离心铸造

Fig.10 OM images of MC carbide of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting(a); centrifugal casting (b) respectively

接下来分析离心铸造工艺下 γ' 相细化的原因，

在形核阶段，离心铸造工艺下系统总的自由能变化^[25]为：

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_i + \Delta G_p \quad (4)$$

式中： ΔG 为系统总的自由能， ΔG_V 为固、液相体积自由能差， ΔG_i 为固液界面的界面能， ΔG_p 为离心力产生的自由能。

叶葱喜推导出离心压力下的吉布斯自由能公式^[25]：

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_B - \frac{4}{3}k\varepsilon\pi r^3 P + 4\pi r^2 \sigma \quad (5)$$

式中， ΔG_B 为单位体积自由能之差， k 为换算系数， ε 为体收缩率， P 为离心压力， σ 为单位面积表面自由能，对式(5)进行微分并令其为零，得到临界晶核半径

r_k 和临界形核功 A 为：

$$r_k = \frac{2\sigma}{\Delta G_B + k\varepsilon P} \quad (6)$$

$$A = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta G_B + k\varepsilon P)^2} \quad (7)$$

由公式(6)、(7)可知， γ' 相的临界晶核半径和临界形核功与离心压力 P 有关，重力铸造下 $P=0$ ，相较于离心铸造，重力铸造下临界晶核半径和临界形核功较大。通过施加离心力 P ，增大合金液的过冷度，减小析出相的临界晶核半径和临界形核功。

析出相的尺寸主要由形核率 N 与长大速率 V 决定， N 和 V 的表达式为^[19]：

$$N = C \exp\left(\frac{-A}{RT}\right) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (8)$$

$$V = V_0 \exp\left(\frac{\Delta Q_0 - \Delta Q_p}{RT}\right) \quad (9)$$

式中， C 为常数， A 为临界形核功， V_0 为常压下的生长速率， Q 为扩散激活能， ΔQ_0 和 ΔQ_p 分别是常压下的生长激活能和压力 P 下的生长激活能， R 为玻尔兹曼常数， T 为热力学温度。

由公式(8)可知，在析出相形核阶段，通过施加离心力，增大合金液的过冷度，减小析出相的临界晶核半径和临界形核功，进而增加了形核率；由公式(9)可知，在析出相长大阶段，在离心力的搅拌对流作用下，合金液的冷却速率增大，合金液的过冷度增大，抑制了析出相的长大，从而有效细化析出相尺寸。综上所述，离心铸造工艺下合金中析出相尺寸的细化归因于析出相形核率的增加以及长大速率的下降。

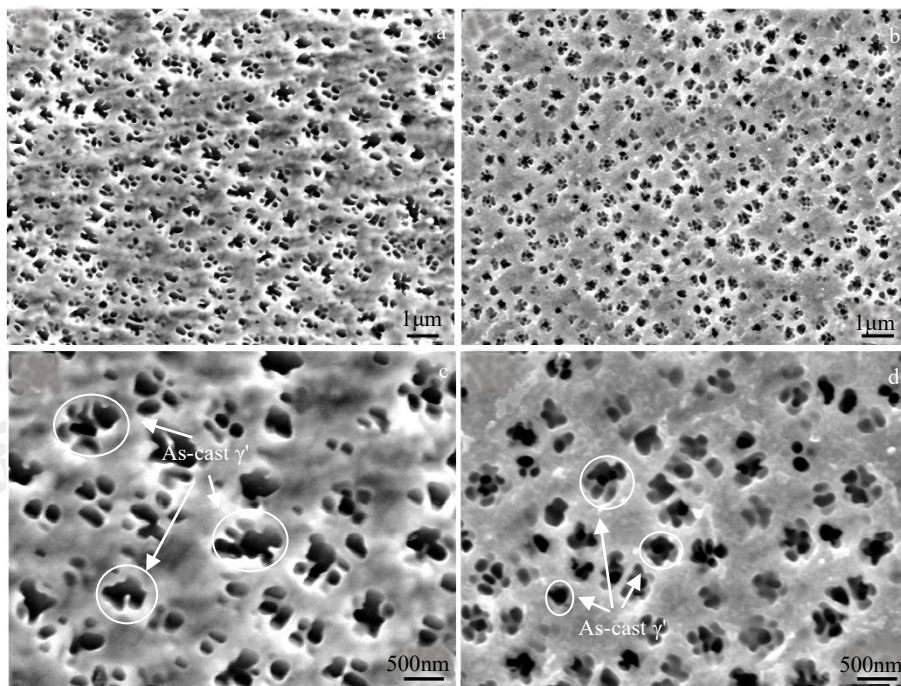


图 11 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金 γ' 相的 SEM 组织:

(a, c)重力铸造; (b, d)离心铸造

Fig.11 SEM images of γ' phases of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting (a, c); centrifugal casting (b, d) respectively

2.5 重力和离心铸造工艺下 K4750 合金的室温力学性能

表 3 为两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的显微硬度及室温拉伸力学性能。铸态 K4750 合金的显微硬度由重力铸造下的 342 HV 提高至离心铸造下的 353 HV。室温条件下, 铸态 K4750 合金的屈服强度由重力铸造下的 605 MPa 提

高到 632 MPa; 抗拉强度由重力铸造下的 778 MPa 提升到离心铸造下的 938 MPa, 提高了 20.6 %; 伸长率略有降低, 从重力铸造下的 13.3%略微降低到离心铸造下的 11.2%。

表 3 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金的硬度及室温拉伸力学性能

Table 3 Hardness and room temperature tensile mechanical properties of the as-cast K4750 superalloy prepared by two casting methods

Casting methods	Hardness/HV	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
Gravity Casting	342	778 ± 6.2	605 ± 16.2	13.3 ± 0.70
Centrifugal Casting	353	938 ± 17.3	632 ± 10.3	11.2 ± 0.67

合金的室温力学性能与其微观组织密切相关, 合金强度主要来自于晶界强化、第二相强化以及固溶强化, 合金塑性取决于晶界强度与晶内强度的匹配程度。

离心铸造工艺下合金晶粒组织细化, 根据细晶强化理论, 晶粒尺寸减小导致晶界密度增加, 由于晶界两侧存在晶体位向差, 位错在晶界处塞积, 形成位错塞积群, 位错运动的阻力增加, 需要较高的应力才能促使相邻晶粒滑移系开动, 提高了合金的晶界强度^[26-29]。

由晶粒细化带来的合金强度提高可以通过经典的 Hall-Patch 公式来解释:

$$\sigma_s = \sigma_0 + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (10)$$

式中: σ_s 为屈服强度, σ_0 和 k 为与材料有关的常数, d 为晶粒平均直径。合金屈服强度 σ_s 随着晶粒尺寸 d 的减小而

增大。

重力铸造工艺下 K4750 合金中的缩松分布集中, 数量较多且尺寸较大。缩松会减小铸件的有效承载面积, 导致应力集中, 从而成为裂纹源, 而离心铸造工艺下 K4750 合金中的缩松得到有效补缩, 缩松缺陷大大减少且分布分散, 减少了应力集中及裂纹萌生质点, 能有效提高合金的室温强度。离心铸造工艺减小了晶界及晶内 MC 碳化物的尺寸, 使其分布更加弥散, 该细小弥散分布的块状 MC 碳化物属于硬质相, 起钉扎晶界的作用, 能有效阻碍位错运动并延缓裂纹扩展, 提高合金的晶界强度。离心铸造工艺下, 由于施加离心力产生强烈的搅拌对流作用, 导致 γ' 析出相的尺寸大幅度减小。当 γ' 相尺寸较小时, 位错切割机制所需的临界切应力较小, 切割机制起主要作用; γ' 相尺寸较大时, Orowan 绕过机制所需临界切应力大, 绕过机制起主要

作用，形成位错环，提高合金的强度^[30]。

离心铸造工艺下，晶粒尺寸减小，晶粒数目增加，施加相同外力的情况下，变形分散在更多的晶粒内，位错塞积变得分散，应力集中引起开裂的机会减少，从而提高合金的塑性。离心铸造工艺下合金缩松面积分数大幅下降，减少裂纹萌生和扩展的潜在位置，减少应力集中，抑制微孔聚合长大，从而提高合金的塑性。此外，离心铸造工艺下晶界析出相 MC 碳化物尺寸减小，在合金塑性变形过程中可以增强晶界结合力，提高晶界滑移阻力，抑制裂纹扩展，提高合金的晶界强度。值得注意的是，离心铸造工艺下 γ' 相的尺寸显著减小，一定程度上降低了合金的晶内强度，增大了合金晶界强度与晶内强度的配比，使得合金塑性略有下降。

综上可知，合金强度的提高主要归因于晶粒尺寸细化、析出相尺寸减小以及缩松缺陷减少的协同作用。值得注意的是，虽然晶粒尺寸细化，缩松等铸造缺陷减少均有利于

合金晶界强度的提高，但由于 γ' 相的尺寸的显著减少，增大了合金晶界强度与晶内强度的配比，导致离心铸造下铸态 K4750 合金的断裂延伸率相比重力铸造略有降低。

2.6 重力和离心铸造条件下断口组织

两种铸造工艺下 K4750 合金的室温拉伸断口组织形貌如图 12。重力铸造工艺和离心铸造工艺下合金的拉伸断口均存在韧窝和局部准解理面，合金的室温拉伸断口表现出韧性和脆性断裂的双重机制。如图 12(a, b)所示，重力铸造工艺下合金的拉伸断口存在较大的裂纹缺陷，而离心铸造工艺下裂纹明显减少，这与其抗拉强度明显提升一致。除此之外，如图 12(c, d)所示，重力和离心铸造工艺下断口中都存在一定的韧窝，韧窝的大小相当，但离心铸造工艺下合金拉伸断口的韧窝数量略少于重力铸造，这与离心铸造工艺下合金的断裂延伸率略有下降研究结果相一致。

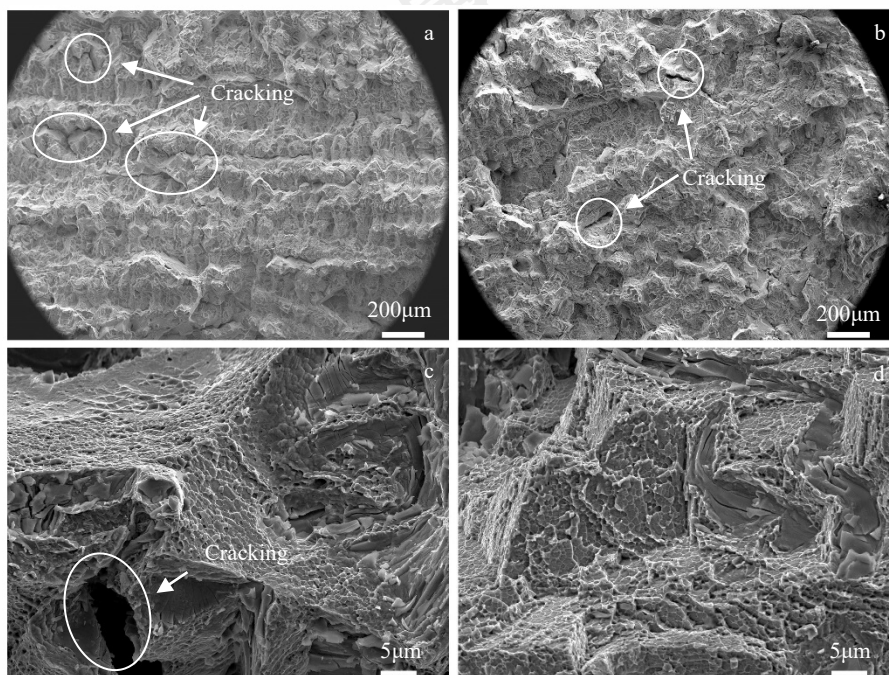


图 12 两种铸造工艺下铸态 K4750 合金室温拉伸断口形貌：

(a, c)重力铸造；(b, d)离心铸造

Fig.12 Room temperature tensile fracture morphologies of the as-cast K4750 superalloy prepared by gravity casting (a, c); centrifugal casting (b, d) respectively

3 结论

本文研究了 K4750 合金重力铸造和离心铸造的凝固组织及室温力学性能，主要研究结论如下：

(1)重力铸造和离心铸造工艺条件下 K4750 合金的铸态组织均由 γ 基体相、晶内 γ' 相及 MC 碳化物、晶界 MC 及 $M_{23}C_6$ 碳化物组成。离心铸造工艺细化了析出相的尺寸，其中 γ' 相的尺寸由重力铸造

下的 459 nm 减小至 287 nm，减小了 59.9%。

(2)由于离心铸造工艺加快了合金液的冷却速度，增大了合金液的补缩压力，铸态 K4750 合金的平均晶粒尺寸从重力铸造下的 4.52 mm 减小为 2.22 mm，合金中缩松缺陷面积分数由重力铸造工艺下的 1.75%减少至 0.27%，相应的缩松等级由四级下降至一级。

(3)重力铸造工艺下铸态 K4750 合金的枝晶组

织粗大、排列整齐，离心铸造工艺下合金的枝晶组织被流动的熔体折断，枝晶数量增多且尺寸减小。与此同时离心铸造工艺缓解了合金元素的微观偏析，其中 W 元素的偏析系数由重力铸造下的 1.82 减少至 1.64。

(4)离心铸造制备的铸态 K4750 合金展现出优异的室温力学性能，其屈服强度、抗拉强度和断裂延伸率分别为 632 MPa、938 MPa 和 11.2%。相比于重力铸造试样，其抗拉强度提高了 20.6%，这主要归因于晶粒细化、析出相尺寸减小以及铸造缺陷减少的共同作用。

参考文献 References

- [1] Reed. R.C. 2 *The physical metallurgy of nickel and its alloys, Superalloys-Fundamentals and Applications*[M].Cambridge: Cambridge University Press,2006:29
- [2] Geddes B,Leon H,Huang X. *Superalloys Alloying and Performance*[M].United States:ASM International,2010.10
- [3] Zhang Maoyuan (张茂源), Ou Meiqiong (欧美琼), Ran Xing (冉兴) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J].2024,53(03):757
- [4] Zhao Pengfei (赵鹏飞), Wang Min(王旻), Ou Meiqiong(欧美琼) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J].2023,52(11):3809
- [5] Gu Yong(顾勇),Harada H(原田辉),Cui Cheng(崔成) et al. *Scripta Mater*[J].2006,55(9):815
- [6] Barella S,Gruttadauria A,Mapelli C et al. *China Foundry*[J].2017,14(4):304
- [7] Williams S,Ebhota,Akhil S et al. *International Journal of Materials Research*[J].2016,107:960
- [8] D. McBride,T. Nicholas Croft,D. M. Shevchenko et al. *12th International Conference on Modeling of Casting, Welding, and Advanced Solidification Processes*[C].Vancouver:The Minerals, Metals & Materials Society,2009:77
- [9] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineer for Superalloys*(高温合金材料学)[M].Beijing:Science and Technology Press,2008.472
- [10] L. Yang,L.H. Chai,Y.F. Liang et al. *Intermetallics*[J].2015,66:149
- [11] Yuan Wenming(袁文明),Liu Faxin(刘发信),Tang Xin(汤鑫).*Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J].1998,18(4):21
- [12] Hu Pinpin(胡聘聘),Gai Qidong(盖其东),Li Xianghui(李相辉) et al. *Foundry*(铸造)[J].2016,65(11):1045
- [13] Tang Xin(汤鑫),Yu Baozheng(于保正),Liu Faxin(刘发信) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J].2003,23(4):16
- [14] Zheng Liang(郑亮). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J].2006,3(26):5
- [15] Pengfei Zhao,Heyu Zhu,Kunlei Hou et al. *Journal of materials research and technology*[J].2023,27:1214
- [16] Li Xiaoxiao(李笑笑),Ou Meiqiong(欧美琼),Wang Min(王旻) et al.*Journal of Materials Science & Technology* [J].2021,73(14):108
- [17] Li Xiaoxiao(李笑笑),Ou Meiqiong(欧美琼),Wang Min(王明) et al. *Acta Metallurgica Sinica*[J].2019,32(12):1501
- [18] Cozar R,Pineau A. *Metall. Mater. Trans. B*[J].1973,4(1):47
- [19] Chen Cheng(陈诚),Yang Guangyu(杨光昱),Jin Menghui(金梦辉) et al. *Acta metallurgica sinica*[J].2024,60(07):926
- [20] Jin Wenzhong(金文中), Bai Fudong(白富栋), Li Tingjiu(李廷举) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程) [J].2008,(05):784
- [21] Liu Y H,Kang M D,Wu Y et al. *Materials Characterization* [J].2017,132:175
- [22] Yu Huan(余欢),Li Lian(李炼), Zhou Zhenzhen(周珍珍) et al. *Journal of aeronautical materials*(航空材料学报)[J].2014, 34(03):1
- [23] Yu Xun(于洵). *Shenyang:Northeastern University*(东北大学)[D].2017.8
- [24] Dariusz Szeliga. *Journal of Materials Processing Technology* [J].2020.278:1
- [25] Hong Shenzhang(洪慎章),Zeng Zhenpeng(曾振鹏). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色冶金)[J].2002,06:26
- [26] Soula A,Renollet Y,D Boivin et al. *Materials Science and Engineering A* [J].2009,510:301
- [27] Tewo R K,Rutto H L,Focke W W et al. *Journal of Applied Polymer Science. Sci* [J].2020,137(15):48774
- [28] Yuan Guangyu(袁光宇), You Guoqiang(游国强), Zai Le(宰乐) et al.*Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J].2021,50(01):201
- [29] Khalifa W,Tsunekawa Y,Okumiya M. *Journal of Materials Processing Technology*[J].2010,210(15):2178
- [30] Hu Pinpin(胡聘聘),Gai Qidong(盖其东),Li Xianghui(李相辉) et al. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J].2017,42(2):124

The Microstructure and Room Temperature Mechanical Properties of K4750 Superalloy Prepared by Gravity Casting and Centrifugal Casting

Yang Yihan¹, Yang Guangyu^{*1}, Zhang Zhaozhong², Wu Hao¹, Zhang Jun¹, Jie Wanqi¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Henan Guorong Precision Heavy Machinery Co. Ltd, Xinxiang 453499, China)

Abstract: The microstructure and room temperature mechanical properties of K4750 superalloy prepared by gravity casting and centrifugal casting were investigated, which included the second phase distribution, grain size, element segregation, distribution of shrinkage defects, room temperature mechanical properties and fracture morphology. It was found that the as-cast K4750 superalloy had similar microstructures prepared by two casting methods, namely γ matrix phase, MC-type carbide within grains, fine and dispersed γ' phase, as well as MC-type and $M_{23}C_6$ -type carbides at grain boundary. However, these precipitates size were found to be more refined in the centrifugal casting methods. The average grain size of as-cast K4750 superalloy also decreased from 4.52 mm in the gravity casting to 2.22 mm in the centrifugal casting. Meanwhile, the area fraction of shrinkage defects was reduced from 1.75% in the gravity casting to 0.27% in the centrifugal casting. The dendrites of the gravity casting superalloy arranged neatly, whereas the dendrites of centrifugal casting superalloy were broken, and the segregation of elements was reduced. The K4750 superalloy samples prepared by centrifugal casting exhibited excellent room temperature mechanical properties, with yield strength, ultimate tensile strength and elongation of 632 MPa, 938 MPa and 11.2%, respectively. Compared with the K4750 superalloy prepared by gravity casting, its ultimate tensile strength increased by 20.6%, which may attributed to the combination of grain refinement, γ' phase refinement and casting defects reduction.

Key words: K4750 superalloy; Gravity casting; Centrifugal casting; Microstructure; Room-temperature mechanical properties

Corresponding author: Yang Guangyu, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 029-81662098, E-mail: ygy@nwpu.edu.cn