

引用格式: 胡聘聘, 王越, 李妍佳, 等. 微晶铸造对 K4169 合金组织及持久性能的影响[J]. 中国材料进展, 2024, 43(10): 865–870.

HU P P, WANG Y, LI Y J, *et al.* Effect of Micro-Grain Casting Process on Microstructure and Stress Rupture Properties of K4169 Alloy[J]. Materials China, 2024, 43(10): 865–870.

特约专栏

微晶铸造对 K4169 合金组织及持久性能的影响

胡聘聘¹, 王越^{1,2}, 李妍佳¹, 何金珊², 张丽辉¹,
罗亮¹, 王西涛^{2,3}, 肖程波¹

(1. 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(2. 北京科技大学 钢铁共性技术协同创新中心, 北京 100083)

(3. 齐鲁工业大学 山东省轻质高强金属材料省级重点实验室, 山东 济南 250014)

摘要: 分别采用普通铸造、细晶铸造和微晶铸造工艺制得了晶粒度为 ASTM M9~M7 级、ASTM M14~M9 级和 ASTM 3~5 级的 K4169 合金试样, 研究了微晶铸造对 K4169 合金组织及持久性能的影响。研究表明, 微晶铸造工艺可显著细化晶粒, 降低凝固偏析, 减少 Laves 相和大块 MC 碳化物, 增加 γ'' 相体积分数; 使合金 704 °C/448 MPa 条件下的持久性能相比于普通铸造和细晶铸造合金分别提高了 621% 和 44%, 达到 614.9 h; 断裂模式从普通铸造 K4169 的脆性穿晶断裂转变为微晶铸造 K4169 的韧性沿晶穿晶混合型断裂。微晶铸造工艺引起的晶粒细化和 γ'' 相体积分数的提高, 有效强化了 K4169 合金, 而大块 MC 碳化物及 Laves 相的减少, 减少了潜在的裂纹萌生、扩展位置, 二者共同作用提高了 K4169 合金的持久寿命, 并降低了性能数据分散性。微晶铸造工艺可获得良好的综合力学性能, 提升 K4169 合金机匣、壳体、扩压器等整体结构件在 700 °C 以下的服役性能, 有良好的应用前景。

关键词: K4169; 细晶铸造; 微晶铸造; 显微组织; 持久性能; 断裂机制; 高温合金

中图分类号: TG132.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)10-0865-06

Effect of Micro-Grain Casting Process on Microstructure and Stress Rupture Properties of K4169 Alloy

HU Pinpin¹, WANG Yue^{1,2}, LI Yanjia¹, HE Jinshan², ZHANG Lihui¹,
LUO Liang¹, WANG Xitao^{2,3}, XIAO Chengbo¹

(1. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

(2. Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

(3. Shandong Provincial Key Laboratory for High Strength Lightweight Metallic Materials, Qilu University of Technology, Jinan 250014, China)

Abstract: K4169 samples with grain size of ASTM M9~M7, ASTM M14~M9 and ASTM 3~5 were prepared by conventional casting process, fine grain casting process and micro-grain casting process, respectively. The effects of micro-grain casting process on the microstructures and stress rupture properties of K4169 alloy were analyzed. Results show that micro-grain casting process can significantly refine grains, reduce solidification segregation and the content of Laves phase and large bulk MC carbides, increase the volume fraction of γ'' phase, thus improve the mechanical properties of K4169 alloy. The stress rupture life at 704 °C/448 MPa of micro-grain K4169 alloy is up to 614.9 h,

收稿日期: 2023-08-30 修回日期: 2023-12-07

第一作者: 胡聘聘, 男, 1985 年生, 高级工程师,

Email: hu_pin_pin@163.com

通讯作者: 李妍佳, 女, 1995 年生, 工程师,

Email: yanjia.li@biam.ac.cn

何金珊, 女, 1989 年生, 特聘副研究员,

Email: hejinshan@ustb.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202308030

which is 621% and 44% higher than that of conventional K4169 and fine-grain K4169, respectively. The fracture mode transforms from brittle transgranular fracture of conventional K4169 to ductile mixed-mode fracture (transgranular fracture and intergranular fracture) of micro-grain K4169. Grain refinement and the increased volume fraction of γ'' effectively strengthen K4169 alloy, while the decreases of Laves phase and large bulk MC carbides reduce the potential crack initiation and propagation locations. The combination of the above two points improves the stress rupture life of K4169 alloy and reduces the dispersion of performance data. The micro-grain casting process can obtain good comprehensive mechanical properties and improve the service performance of K4169 alloy below 700 °C, which has a good application prospect.

Key words: K4169; fine grain casting; micro-grain casting; microstructure; stress rupture property; fracture mechanism; superalloy

1 前言

镍基等轴晶高温合金由于相对较低的制造成本、优异的中低温力学性能和组织稳定性,广泛应用于航空发动机的关键部件^[1-4]。近年来,随着中小型航空发动机及辅助动力装置(auxiliary power units, APU)的不断发展,对机匣、壳体、扩压器等高温合金铸件的服役性能提出了越来越高的要求。

作为提高等轴晶高温合金铸件力学性能、延缓失效的有效途径,晶粒细化一直是国内外的研究热点。1980年以来,美国 Howmet 公司相继开发了第一代整体细晶 GX[®]工艺(细晶铸造)和第二代整体细晶 MX[®]工艺(微晶铸造),成功将晶粒从 ASTM M6 级(4 mm)细化至 ASTM 2~M8.5 级(0.18~1.89 mm)和 ASTM 3~5 级(0.065~0.125 mm)^[5-7]。Bouse 等^[8-10]采用 MX[®]微晶铸造工艺将 IN718C 合金的平均晶粒尺寸降至 ASTM 3~5 级,显著提高了合金的抗拉强度和疲劳寿命,得到较好力学性能的同时确保了低成本和高成形性,并成功获得了工程化应用。Liao 等^[11, 12]基于 MX[®]工艺,通过进一步降低浇注温度和添加 3%质量分数的 Re 元素制备出了晶粒尺寸为 60 μm 、室温抗拉强度高达 1203 MPa 的 MAR-M247 合金。国内对于高温合金整体细晶工艺的研究起步较晚,自 20 世纪 90 年代成功研制出第一台细晶铸造真空炉后,关于整体细晶铸造技术的研究才相继展开。汤鑫等^[13]采用铸型搅动法将 K418 合金的晶粒度细化至 ASTM M11~ASTM 3 级,疲劳寿命提高 3 倍以上。胡聘聘等^[14]研究了铸型搅动法对 K492M 合金组织及持久性能的影响。金文中等^[15]通过电磁搅拌法将 K417 合金的晶粒尺寸从 3.45 mm 细化至 95 μm ,合金室温及中温拉伸性能明显改善。总体而言,在第一代整体细晶铸造(细晶铸造)技术方面,国内外均已取得大量工程化应用,但在第二代整体细晶铸造(微晶铸造)技术方面,国内报道尚比较有限。

K4169 合金(对应国外牌号为 Inconel 718)是一种 γ'' 沉淀强化型铸造镍基高温合金,因在 650 °C 时仍具有较高的强度、塑性及良好的铸造成形性、焊接性,广泛应用于机匣、泵体、壳体等复杂形状热端部件的制造^[16-20]。

本文采用不同铸造工艺制备了 K4169 试棒,研究了微晶铸造对 K4169 合金组织及持久性能的影响,并初步分析了合金的持久断裂机制,为该合金的组织控制与应用性能提供数据支撑。

2 实验

2.1 实验材料

采用真空感应熔炼炉得到成分符合 AMS 5383 要求的 K4169 母合金锭,其主要成分见表 1。真空重熔后,分别通过普通铸造、细晶铸造和微晶铸造工艺浇注出不同晶粒度的等轴晶试棒。对各试棒进行热等静压和标准热处理,以消除显微疏松,改善组织,具体热处理制度见表 2。

表 1 K4169 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of K4169 alloy (w / %)

Fe	Ni	Cr	Mo	Nb	C	Ti	Al
Bal.	53.20	18.83	3.06	4.94	0.04	0.96	0.58

表 2 K4169 合金的热处理方案

Table 2 Heat treatment of K4169 alloy

State	Heat treatment conditions
Standard heat treatment	1093 °C/1.5 h, AC+968 °C/1.5 h, AC+718 °C/8 h, FC(55 °C/h, to 621 °C)+621 °C/8 h, AC

2.2 实验方法

采用 QBR-30J 型高温持久蠕变试验机按 ASTM E139 标准在 704 °C/448 MPa 条件下进行持久性能测试,持久寿命由 3 根试样测试的平均值确定。

采用配比为 15 g CuSO₄+50 mL HCl+3.5 mL H₂SO₄ 的溶液浸蚀金相样品。分别使用 Imager. M2M 光学显微镜(OM)和 SUPRA 55 场发射扫描电子显微镜(SEM)进行原始组织及持久断口的形貌观察。使用 JEM2100 透射电子显微镜(TEM)统计强化相 γ'' 相的形貌及尺寸,使用相萃取法统计强化相 γ'' 相的体积分数。为了定量表征显微偏析,使用 1720H 电子探针(EPMA)对各合金分别选取 6 个枝晶干和枝晶间典型区域进行元素成分测定。其中,合金元素 i 的枝晶偏析系数(k_i)定义为:

$$k_i = C_{\text{dendrite}}^i / C_{\text{interdendrite}}^i \quad (1)$$

式中, C_{dendrite}^i 和 $C_{\text{interdendrite}}^i$ 分别为元素 i 在枝晶干核心和枝晶间区域的浓度, $k_i < 1$ 表示该元素偏析于枝晶间, $k_i > 1$ 表示该元素偏析于枝晶干。

3 结果与讨论

3.1 微晶铸造对显微组织的影响

图 1a 为不同铸造工艺 K4169 合金经热处理后的晶粒形貌, 图 1b 为微晶铸造 K4169 合金的 IPF-Z 图。由图可见, 3 种合金均表现出不规则的等轴晶形态, 但晶粒尺寸具有明显差别。相比于普通铸造和细晶铸造合金, 微晶铸造 K4169 合金的晶粒显著细化。经统计, 普通铸造、细晶铸造合金晶粒度分别为 ASTM M9~M7 级、ASTM M14~M9 级, 而微晶铸造 K4169 合金的粒度已达到 ASTM 3~5 级, 平均晶粒尺寸为 $60.7 \mu\text{m}$ 。

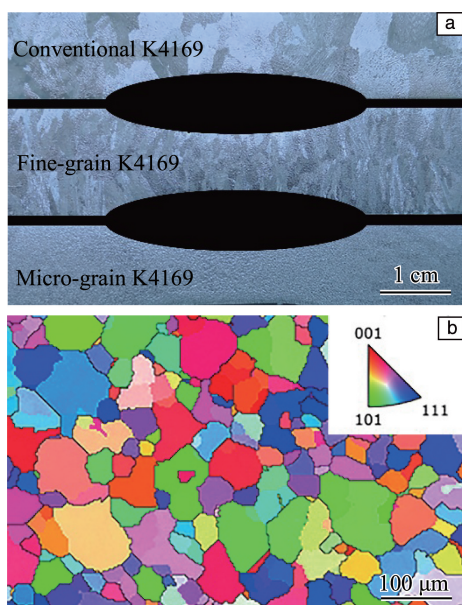


图 1 K4169 合金热处理态的晶粒形貌及尺寸分布: (a) 不同铸造工艺制备的 K4169 合金的晶粒形貌, (b) 微晶铸造 K4169 合金的 IPF-Z 图

Fig. 1 Morphologies and size distributions of grains for heat treated K4169 alloys: (a) morphologies of grains for K4169 alloys in different casting processes, (b) IPF-Z map of micro-grain K4169

图 2 为不同铸造工艺 K4169 合金铸态及热处理态的低倍显微组织。可以看出, 普通铸造和细晶铸造 K4169 合金均具有典型的枝晶结构, 且普通铸造试样枝晶发达, 细晶铸造试样的枝晶相比普通铸造试样显著变细, 而微晶铸造 K4169 合金的枝晶组织已基本消除, 表现为胞状晶结构。各合金中均弥散分布着点状和大块状碳化物, 表 3 的能谱分析结果表明其为富 Ti, Nb 的 MC 型碳化物。经统计, 各铸造工艺合金中 MC 碳化物体积分数相近 ($0.61\% \sim 0.65\%$), 但尺寸差异较大。图 3 为各合金中 MC 碳化物的

尺寸分布, 微晶铸造 K4169 合金中等效直径大于 $5 \mu\text{m}$ 的大块碳化物含量仅占总碳化物体积分数的 0.82% , 远低于普通铸造和细晶铸造中的 6.6% 和 4.2% 。此外, 各热处理态合金中还残留少量富 Nb 的 Laves 相, 该相在 3 种合金中的体积分数分别为 0.11% , 0.04% 和 0.03% , 其平均尺寸分别为 1.92 , 1.81 和 $1.76 \mu\text{m}$ 。可见, 除细化晶粒外, 微晶铸造工艺还抑制了有害的大块 MC 碳化物和 Laves 相的形成。这主要与元素偏析的减弱有关。图 4 为各合金热处理态的元素偏析对比。微晶铸造工艺通过细化晶粒缩短了元素扩散距离^[21], 使各元素的偏析程度均显著降低。其中, Nb 的偏析程度减弱最明显, 其偏析系数从普通铸造合金的 0.84 增加至细晶铸造合金的 0.94 和微晶铸造合金的 0.99 。作为析出相的主要形成元素, Nb 偏析的减弱抑制了 MC 碳化物和 Laves 相的形成和长大。

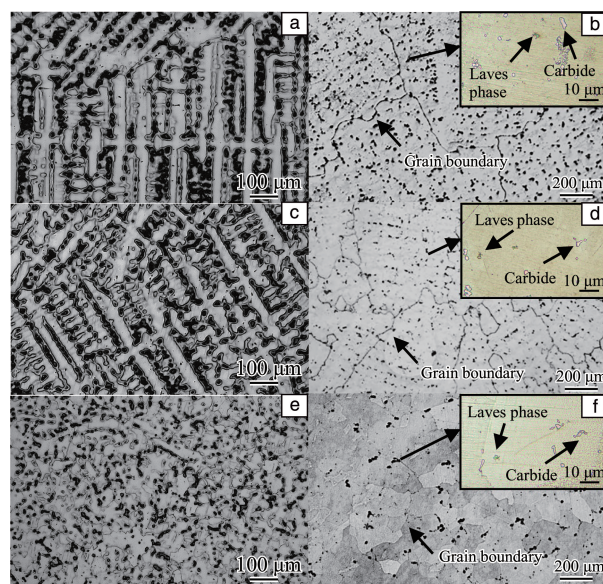


图 2 不同铸造工艺 K4169 合金铸态及热处理态的显微组织: (a) 普通铸造 K4169, 铸态; (b) 普通铸造 K4169, 热处理态; (c) 细晶铸造 K4169, 铸态; (d) 细晶铸造 K4169, 热处理态; (e) 微晶铸造 K4169, 铸态; (f) 微晶铸造 K4169, 热处理态

Fig. 2 Microstructures of K4169 alloys in different casting process: (a) conventional K4169, as-cast; (b) conventional K4169, HT; (c) fine-grain K4169, as-cast; (d) fine-grain K4169, HT; (e) micro-grain K4169, as-cast; (f) micro-grain K4169, HT

表 3 K4169 合金碳化物能谱分析结果

Table 3 EDS result of carbide in K4169 alloys (at%)

	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Conventional	17.82	1.61	1.25	3.15	76.18
Fine-grain	13.47	0.94	0.78	2.44	82.37
Micro-grain	11.49	1.23	1.35	3.40	83.99

图 5a 为 K4169 合金经热处理后的析出相 γ'/γ'' 的形貌。3 种合金中均弥散分布着球状 γ' 相和圆盘状 γ'' 相,

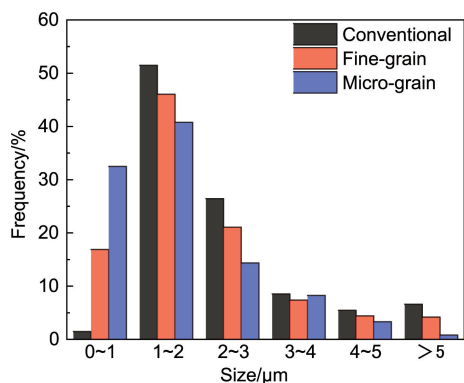


图 3 不同铸造工艺 K4169 合金中碳化物尺寸分布

Fig.3 Size distribution of carbide of K4169 alloys in different casting processes

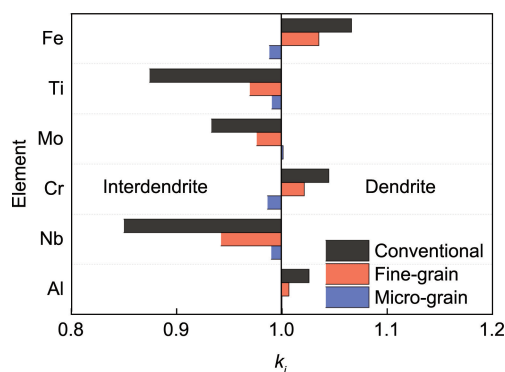


图 4 不同铸造工艺 K4169 合金的成分偏析

Fig.4 Composition segregation of K4169 alloys in different casting processes

形态、分布基本一致。图 5b 为主要强化相 γ'' 相的体积分数及尺寸对比。随着晶粒细化, γ'' 相的体积分数显著增加, 从普通铸造的 7.33% 和细晶铸造的 9.12% 增加至微晶铸造的 10.73%, 尺寸略有减小。富 Nb 的 γ'' 相的体积分数的增加可归因于 Nb 偏析的减少。偏析减弱使 Nb 的分布更加均匀, 热处理时可以更好地溶解在基体中, 并析出为更多的 γ'' 相。

3.2 微晶铸造对持久性能的影响

图 6 为不同铸造工艺 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 条件下的持久性能测试结果。普通、细晶和微晶铸造 K4169 合金的持久寿命分别为 85.2, 426.8 和 614.9 h, 延伸率分别为 11.6%, 6.5% 和 6.7%。相比于普通、细晶铸造 K4169 合金, 微晶铸造合金的持久寿命分别提高了 621% 和 44%。可见, 随着晶粒细化, K4169 合金的持久寿命显著提高, 延伸率略有下降, 但相比 AMS 5383 标准规定的大于 3% 的要求仍有较大富裕度。此外, 相比于其他两种合金, 微晶铸造 K4169 合金的性能数据分散性明显降低。

K4169 合金持久寿命的提高归因于微晶铸造工艺细化了晶粒并提高了 γ'' 相含量, 增强了晶界强化和析出强化作用, 同时通过减弱成分偏析, 抑制了 Laves 相和大块 MC 碳化物的形成, 在提高合金强度的同时保证了较

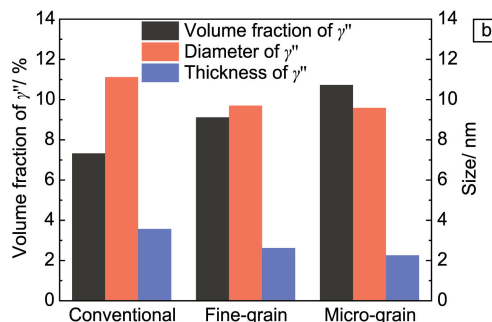
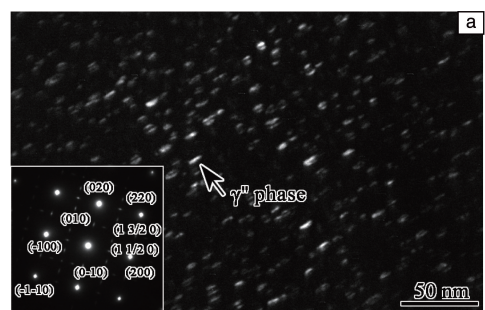
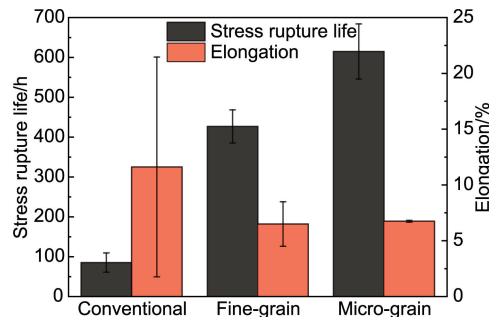
图 5 K4169 合金强化相 γ'/γ'' 的形貌和 SAED 花样 (a), 不同铸造工艺 K4169 合金中 γ'' 相的体积分数及尺寸 (b)Fig.5 Typical morphology and SAED pattern of γ'/γ'' phases of K4169 alloy (a), volume fraction and size of γ'' phase of K4169 alloys in different casting processes (b) after heat treatment

图 6 不同铸造工艺 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 条件下的持久性能

Fig.6 Stress rupture properties at 704 °C/448 MPa of K4169 alloys in different casting processes

好的性能一致性。晶粒尺寸是影响合金强度的重要因素, 一般认为, 在等强温度以下, 高温合金的持久性能随晶粒尺寸减小而提高。因为等强温度内晶界强度较高, 基本不参与变形。晶粒尺寸的减小会显著增加晶界面积, 提高对晶内位错运动的阻碍作用, 有效强化合金^[22, 23]。此外, γ'' 相与基体共格, 并具有有序强化作用, 会有效阻碍位错的剪切运动。因此, 较高的 γ'' 相体积分数是合金具备高强度的必要条件之一^[24]。微晶铸造工艺提高了 γ'' 相的含量, 进一步促进了 K4169 合金持久性能的提高, 这与 Huenert 等^[25] 对于 γ'' 相体积分数对 IN718 合金蠕变性能影响的实验结果一致。而 Laves 相和大块 MC 碳化物作为与基体非共格的脆性相, 因其变形协调性差, 通常

会成为裂纹萌生、扩展的潜在位置^[26-28]。马岳等^[29]在分析 IN718C 合金的持久断口时发现裂纹优先沿着 Laves 相数量较多的晶界快速扩展, 加速断裂失效。Zhao 等^[30]则发现 IN718 的持久裂纹萌生于富 Nb 的 MC 碳化物, 并沿具有连续的 MC 碳化物薄膜的晶界快速扩展, 导致较差的持久寿命。在本实验中, 微晶铸造工艺显著降低了 Laves 相和大块 MC 碳化物的含量, 减少了裂纹萌生、扩展的潜在位置, 进而避免了试样的过早失效, 提高合金持久寿命的同时, 有效降低了性能数据分散性。

3.3 微晶铸造对持久断裂机制的影响

图 7 为不同铸造工艺 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 条件下持久断裂后的断口形貌及纵截面二次裂纹。

普通铸造 K4169 合金的断口形貌如图 7a 和 7b 所示。裂纹萌生于试样内部百微米级别的碳化物团簇, 并沿枝晶向试样表面辐射扩展, 呈现典型的脆性穿晶断裂特征。断口纵截面(图 7c)中仅观察到一条晶界二次裂纹, 说明普通铸造试样变形极不均匀, 局部应力集中后迅速开裂扩展至断裂失效。

细晶铸造 K4169 合金的断口形貌如图 7d 和 7e 所示。裂纹同样萌生于试样内部碳化物团簇并向试样表面辐射扩展, 但扩展路径不同于普通铸造 K4169 合金。断口存在大量的小平面, 其上可见少量驻留滑移带和大量浅平的蜂窝状韧窝。由图 7f 的断口纵截面可知, 试样中存在

较多的二次裂纹, 大部分二次裂纹萌生于晶界, 少量二次裂纹萌生于驻留滑移带, 并沿晶界和滑移带交替扩展。相较于普通铸造合金, 细晶铸造 K4169 合金的变形更加均匀, 并从脆性断裂转变为韧脆混合断裂。

微晶铸造 K4169 合金的断口形貌如图 7g 和 7h 所示。裂纹萌生于试样表面, 并同时存在沿晶和穿晶 2 种扩展模式。裂纹从试样表面的驻留滑移带开裂, 并率先沿晶界扩展, 留下冰糖状断口形貌, 之后逐渐转为穿晶扩展, 断面可见大量较深的韧窝, 韧窝底部为碳化物颗粒。由图 7h 可见, 裂纹优先沿没有碳化物镶嵌的晶界开裂, 这表明细小的晶界碳化物可有效钉扎晶界, 提高晶界强度, 阻碍晶界开裂。如图 7i 所示, 除晶界二次裂纹外, 还有少量沿驻留滑移带萌生的次生裂纹和潜在裂纹源。相较于普通、细晶铸造合金, 由于晶粒的显著细化, 微晶铸造 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 的条件下具有更好的变形均匀性, 试样各晶粒均有滑移系开动。因试样表面晶粒受到约束较少, 率先从试样表面滑移带萌生裂纹。由于受到高温氧化作用, 裂尖前端的晶界强度显著降低, 当裂纹尖端到达晶界后开始沿晶界向试样内部扩展。随着扩展深度增加, 晶界的氧化程度降低, 强度提高。当晶界强度高于晶内后, 裂纹开始穿晶沿滑移带扩展, 直至断裂失效。此外, 微晶铸造 K4169 合金中几乎不存在大尺寸(>5 μm)碳化物, 有效避免了裂纹率先从碳化物

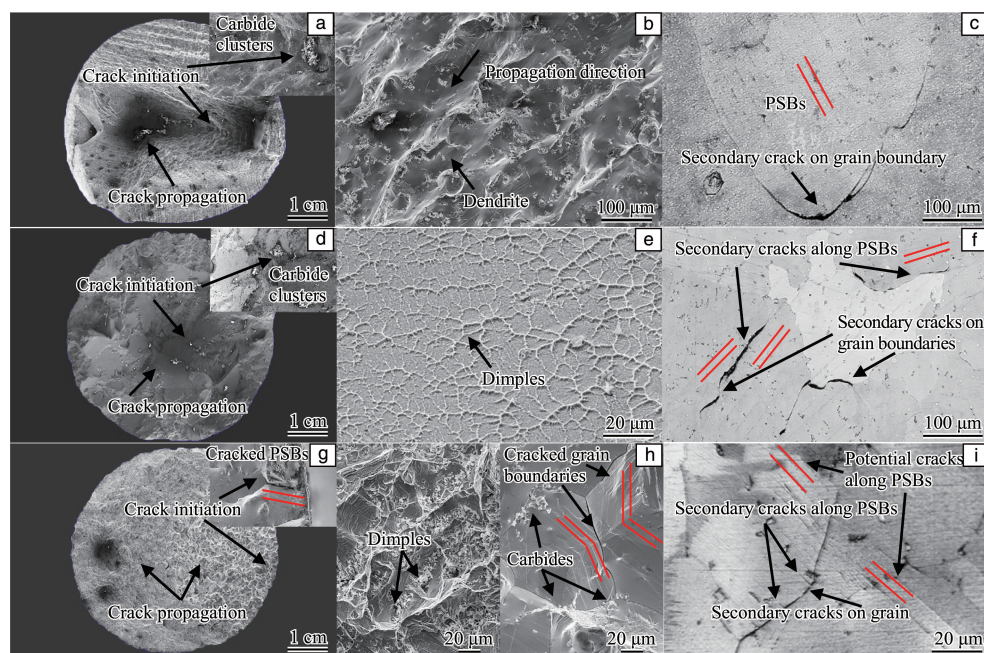


图 7 不同铸造工艺 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 下的持久断口形貌及二次裂纹: (a, b) 普通铸造 K4169, 断口, (c) 普通铸造 K4169, 二次裂纹; (d, e) 细晶铸造 K4169, 断口, (f) 细晶铸造 K4169, 二次裂纹; (g, h) 微晶铸造 K4169, 断口, (i) 微晶铸造 K4169, 二次裂纹

Fig. 7 Stress rupture surfaces and secondary cracks alloys at 704 °C/448 MPa of K4169 in different casting processes; (a, b) conventional K4169, rupture surface, (c) conventional K4169, secondary cracks; (d, e) fine-grain K4169, rupture surface, (f) fine-grain K4169, secondary cracks; (g, h) micro-grain K4169, rupture surface, (i) micro-grain K4169, secondary cracks

与基体界面开裂;同时,晶粒细化使晶界总面积增加,晶界形态变得曲折,有效增加了对裂纹扩展的阻碍作用,延缓了裂纹扩展速率。二者共同作用显著提高了合金的持久寿命,降低了数据分散性。

4 结 论

(1)采用微晶铸造工艺成功制备了晶粒细化至 ASTM 3~5 级的 K4169 合金试样。显微组织研究表明,微晶铸造工艺可显著细化晶粒,降低凝固偏析,减少 Laves 相和大块 MC 碳化物,提高 γ' 相体积分数。

(2)力学性能研究表明,微晶铸造工艺在保证良好塑性的前提下,可显著提高 K4169 合金在 704 °C/448 MPa 条件下的持久寿命。

(3)断裂机制研究表明,随着晶粒细化, K4169 合金在 704 °C/448 MPa 条件下从脆性穿晶断裂转变为韧性沿晶穿晶混合型断裂。

(4)微晶铸造工艺引发的晶粒细化和 γ' 相体积分数的提高,有效强化了 K4169 合金;而大块 MC 碳化物及 Laves 相的减少,减少了潜在的裂纹萌生、扩展位置;二者共同作用提高了 K4169 合金的持久寿命,并降低了性能数据分散性。

参考文献 References

- [1] WANG J, ZHOU L Z, SHENG L Y, *et al.* Materials and Design[J], 2012, 39: 55-62.
- [2] PHILLIPS P J, UNOCIC R R, MILLS M J. International Journal of Fatigue[J], 2013, 57: 50-57.
- [3] SHENG L Y, YANG F, GUO J T, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2014, 24(3): 673-681.
- [4] UNOCIC R R, VISWANATHAN G B, SAROSI P M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 483: 25-32.
- [5] BRINEGAR J R, NORRIS L F, ROZENBERG L. Superalloys 1984 [C], 1984: 23-32.
- [6] MACLINTYRE C A, AGARWAL P N. SAE Technical Paper [J], 1984: 33-46.
- [7] WOULD S M, BENSON H. Superalloy[J], 1984: 3-12.
- [8] BOUSE G K, BEHRENDT M R. Superalloy 718-Metallurgy and Applications[J], 1989: 319-328.
- [9] BOUSE G K. Superalloys[J], 1991, 718: 287-296.
- [10] BOUSE G K, DUNHAM R A, LANE J. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives 1997[C], 1997: 459-468.
- [11] LIAO J H, BOR H Y, CHAO C G, *et al.* Materials Transactions[J], 2010, 51(4): 810-817.
- [12] LIAO J H, BOR H Y, CHAO C G, *et al.* Materials Transactions[J], 2011, 52(2): 201-209.
- [13] 汤鑫, 刘发信, 韩梅, 等. 材料工程[J], 1997, 9: 24-27.
- TANG X, LIU F X, HAN M, *et al.* Journal of Materials Engineering [J], 1997, 9: 24-27.
- [14] 胡聘聘, 盖其东, 李相辉, 等. 铸造[J], 2016, 65(11): 1045-1050.
- HU P P, GAI Q D, LI X H, *et al.* Foundry[J], 2016, 65(11): 1045-1050.
- [15] 金文中, 张伟, 李廷举, 等. 真空科学与技术学报[J], 2011, 31(2): 201-207.
- JIN W Z, ZHANG W, LI T J, *et al.* Chinese Journal of Vacuum Science and Technology[J], 2011, 31(2): 201-207.
- [16] MAHADEVAN S, NALAWADE S, SINGH J B, *et al.* Proceedings of the 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 2010, 718: 737-750.
- [17] NIANG A, VIGUIER B, LACAZE J. Materials Characterization[J], 2010, 61(5): 525-534.
- [18] TEXIER D, GOMEZ A C, PIERRET S, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2016, 47(3): 1096-1109.
- [19] LIU J H, VANDERESSE J N, STINVILLE J C, *et al.* Acta Materialia [J], 2019, 169: 260-274.
- [20] 谢锡善, 董建新, 付书红, 等. 金属学报[J], 2010, 46(11): 1289-1302.
- XIE X S, DONG J X, FU S H, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2010, 46(11): 1289-1302.
- [21] XIONG Y H, YANG A M, GUO Y P, *et al.* Science and Technology of Advanced Materials[J], 2001, 2(1): 13-17.
- [22] WANG Y, WANG X T, LIU R, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2023, 54(5): 1710-1720.
- [23] STRONDL A, FISCHER R, FROMMEYER G, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2008, 480: 138-147.
- [24] PROBDTLE M, NEUMEIER S, HOPFENMULLER J, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2016, 674: 299-307.
- [25] HUENERT D, PROBDTLE M, CASANOVA A, *et al.* Proceedings of the 13th International Symposium of Superalloys [M]. Pennsylvania: John Wiley & Sons, Inc., 2016.
- [26] BOR H Y, WEI C N, JENG R R, *et al.* Materials Chemistry and Physics[J], 2008, 109(2): 334-341.
- [27] TYTKO D, CHOI P P, KLOWER J, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(4): 1731-1740.
- [28] KONTIS P, YUSOF H A M, MOORE K L, *et al.* MATEC Web of Conferences[J], 2014, 14: 3-6.
- [29] 马岳, 胡尧和, 谢锡善, 等. 北京科技大学学报[J], 1999, 21(3): 251-254.
- MA Y, HU Y H, XIE X S, *et al.* Journal of University of Science and Technology Beijing[J], 1999, 21(3): 251-254.
- [30] ZHAO X M, CHEN J, LIN X, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2008, 478: 119-124.

(编辑 吴 锐)