

超瞬态凝固增材制造梯度整体涡轮叶盘用高温合金粉末特性研究：盘体用合金粉末

郑亮¹, 刘朝阳², 朱强², 宋立军³, 李周¹, 张国庆¹

(1. 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. 南方科技大学 机械与能源工程系, 广东 深圳 518055)

(3. 湖南大学 机械与运载工程学院, 湖南 长沙 410082)

摘要: 针对超瞬态凝固增材制造梯度整体涡轮叶盘用高温合金粉末特性开展研究。根据合金的承温能力和 JMatPro 相平衡计算结果, 分别选用 GH4169 和 K418 合金作为盘体心部和轮盘边缘部位材料, DZ4125 合金作为叶片材料。采用真空感应熔炼氩气雾化制粉(VIGA)制备高温合金粉末, 机械筛分至 53~105 μm 粒度范围, 采用差示扫描量热仪(DSC)、场发射扫描电镜 (FESEM)、电子探针 (EPMA)、激光粒度仪、动态图像粒度粒形分析仪以及综合粉体性能测试仪对高温合金粉末的相变温度、显微组织、元素偏析行为、粒度、粒形、松装密度、振实密度和流动性进行了系统表征。结果表明: K418 合金固液温度范围比 GH4169 合金窄, K418 合金的 γ' 和 MC 碳化物的开始析出温度均比 GH4169 高, 过渡区(GH4169+K418)混合成分合金主要强化相的析出温度介于 GH4169 和 K418 这 2 种合金之间。GH4169 和 K418 合金粉末形貌主要为球形和近球形。表面和截面显微组织主要呈树枝晶结构, 所含元素中偏析倾向较强的元素有 Ti、Nb、Zr 和 Mo, 均富集分布于枝晶间, 而偏析倾向弱的元素包括 Ni、Cr、Fe 和 Al。高温合金粉末元素偏析类型与铸造镍基高温合金相近, 但粉末组织更为细小均匀。激光衍射和动态图像分析法测得的粉末粒度值接近, GH4169 的 D_{50} 分别为 79.1 和 76.2 μm , K418 的 D_{50} 分别为 67.8 和 65.6 μm 。动态图像法测得 2 种合金均具有较好的球形度, GH4169 和 K418 的 SPHT 均值分别为 0.91 和 0.90。GH4169 和 K418 合金粉末具有相近的松装密度、振实密度和流动性, 其松装和振实密度分别达到合金理论密度的 50% 和 60%, 压缩度在 13.3%~15.5% 范围, 粉末具有较好的流动性 (18.5~20.4 s (50 g)⁻¹)。

关键词: 高温合金粉末; 增材制造; 梯度功能材料; 整体涡轮叶盘; JMatPro; GH4169; K418

中图分类号: TG132.3⁺3; TF122; TG115

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)10-3648-09

镍基高温合金已广泛应用于先进航空发动机和地面燃气涡轮^[1-3], 同时也应用于化工、核电、深海油气开采以及等温锻造模具等多个领域^[4-6]。航空发动机是体现一个国家科技、工业和国防实力的重要标志, 涡轮叶盘是航空发动机最重要的核心热端部件之一, 它的冶金质量和性能水平对于发动机和飞机的可靠性、安全寿命和性能的提高具有决定性作用。以涡轮叶盘的服役环境为例, 其工作温度和受力情况随径向位置改变, 盘心需要高断裂强度和低周疲劳性能, 盘缘及叶片需要高的高温蠕变强度。当前的主流制备成形工艺中, 高温合金涡轮盘和涡轮叶片通常采用分体制造, 如采用粉末冶金的方式制备涡轮盘件, 采用定向凝固技术制备定向/单晶涡轮叶片, 再将叶片和涡轮

盘通过单齿连接的方式组合成燃气涡轮叶盘组件。随着工艺技术的不断进步, 开始出现了双组织/双性能涡轮盘件和双合金整体涡轮叶盘^[7]。对于高性能发动机用涡轮盘件, 盘心部位承受低温高应力, 需要细晶组织以保证足够的强度和疲劳抗力, 而盘边缘部位则承受高温低应力, 需要粗晶以保证足够的抗蠕变和持久性能。通过热处理工艺控制, 在同种合金制备的涡轮盘件的轮毂轮缘部位分别获得细晶和粗晶组织, 制成双组织/双性能盘件。另外, 针对盘片一体结构的整体叶盘, 还可采用热等静压(HIP)工艺将粉末高温合金(盘件部位)和不同成分的铸造高温合金(叶片部位)通过扩散连接制备双合金整体叶盘, 实现盘件材料与叶片材料的优化组合。综上所述, 目前已应用的工艺技

收稿日期: 2021-04-01

基金项目: 国家自然科学基金(重大研究计划培育项目 91860131; 面上项目 52071310); 国家科技重大专项(Y2019-VII-0011-0151); 装发预研重点实验室基金(6142903200303)

作者简介: 郑亮, 男, 1979年生, 博士, 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, 电话: 010-62498268, E-mail: liang.zheng@biam.ac.cn

术包括分体制造的涡轮盘和叶片隼齿连接成叶盘组件、通过热处理实现单一合金涡轮盘件的盘心和轮缘双组织/双性能以及异种合金扩散连接制备双合金整体涡轮叶盘等。

随着对航空发动机性能和推重比要求的不断提高, 对于具有高性能功能梯度构件的需求日渐迫切, 例如实现涡轮整体叶盘的梯度功能需求, 即盘心、盘缘和叶片多材料和多组织同时呈梯度变化(多质异构)的整体涡轮叶盘, 并逐步开始通过增材制造工艺进行制备尝试和技术演示^[8]。以往文献报道了有关激光增材制造多质异构金属功能梯度材料的相关研究^[9-14], 然而由于异种材料在熔池高温作用下经历原位冶金过程和合金化作用, 多质异构材料的激光增材制造面临材料热物性、工艺选择、微观组织精确控制等诸多困扰。为了实现增材制造凝固组织微观上精准调控和宏观上定制化分布, 获得性能可控的功能梯度材料, 南方科技大学和湖南大学团队提出了一种超瞬态凝固激光增材制造方法, 实现激光增材制造熔池凝固条件在毫秒和毫米时空微尺度上的精准调控和凝固组织宏观上的定制化分布, 消除微观组织空间交替复杂的层带结构特征, 并尝试利用超瞬态凝固增材制造制备多质异构组织梯度镍基合金整体涡轮叶盘模拟样件。工艺拟选用 3 种高温合金粉末材料, 分别为 650 °C 以下使用的 GH4169 合金、900 °C 以下使用的 K418 合金和 1050 °C 以下使用的 DZ4125 合金, 拟实现盘心到盘缘再到叶片成分和组织的梯度变化。高温合金粉末是先进航空发动机增材制造高性能金属构件和粉末冶金涡轮盘研制生产的基础和保障, 原始粉末的特性如形貌、偏析行为、粒度分布、流动性、松装密度和振实密度等会影响部件的成形以及成品性能^[15-18]。对于功能梯度材料所用的不同部位所用异种成分的高温合金粉末特性开展研究工作具有重要的意义。本工作主要针对盘体用高温合金粉末材料 GH4169 和 K418 的粉末特性开展研究, 为超瞬态凝固增材制造梯度整体涡轮叶盘制备提供技术支持。

1 实 验

采用 Sente software JMatPro 软件对盘体用合金成分进行相计算, 计算合金的固、液相线温度、主要强化相的析出温度和理论密度, 为合金的选择提供依据。本研究所用的实验材料为通过真空感应熔炼氩气雾化制粉(VIGA)制备的 GH4169 和 K418 镍基高温合金粉末, 其主要成分如表 1 所示。2 种合金粉末经过机械筛分, 粒度范围为 53~105 μm。采用 STA409C 综合热分析仪对粉末进行 DSC 试验, 升温速度为 10 °C/min。采用 FEI Nova NanoSEM450 型场发射扫描电镜对粉末表面形貌进行观察, 采用 JEOL JXA8100 型电子探针针对粉末截面显微组织和枝晶干和枝晶间的成分偏析进行分析。采用 Mastersizer 2000 型激光粒度分析仪对 2 种筛分后高温合金粉末的粒度分布进行分析, 采用 CamsizerX2 型动态图像粒度粒形分析仪对粉末的粒度、粒形进行同时表征, 并与激光粒度仪的测试结果进行对比分析。按照航空行业标准 HB5441.4, HB5441.5 和 HB5441.6, 在 BT-1000 型综合粉体测试仪上分别测试粉末的松装密度(漏斗法)、振实密度和流动性(霍尔流动计法, 取 50 g 粉末), 分别测量 3 次取平均值。

2 结果与讨论

2.1 盘体用高温合金的成分选择和相计算结果

根据整体涡轮叶盘的服役环境和特点, 盘体合金适合采用承温能力为中温和中高温等级的等轴晶高温合金, 而叶片区材料适合采用承温能力较高的定向凝固高温合金, 合金的选择结果如表 2 所示。

2.1.1 盘心用 GH4169 合金的相计算结果

GH4169 是铁镍基沉淀硬化型变形高温合金, 在 650 °C 以下强度较高, 具有良好的加工性能、焊接性能和组织稳定性。可用于航空发动机涡轮盘件、环件和焊接构件等。在本研究所选的 3 种合金中使用温度最低, 因此适合作为盘心材料。通过氩气雾化制粉制

表 1 实验用高温合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of the tested superalloy powders (ω/%)

Alloy	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	C	Fe	Ni
GH4169	18.7	3.0	5.3	1.0	0.6	0.04	18.8	Bal.
K418	12.5	4.3	2.1	0.7	6.0	0.11	-	Bal.
GH4169+K418	15.6	3.65	3.7	0.85	3.3	0.075	8.9	Bal.

表 2 所选用高温合金的最高使用温度和应用部位

Table 2 Max service temperatures and applied position of the selected superalloys

Alloy	Max service temperature/°C	Suitable applied position in the integral blisk
GH4169	650	Disk hub
GH4169+K418	-	Transition zone between disk hub and rim
K418	900	Disk rim
K418+DZ4125	-	Transition zone between disk rim and blade
DZ4125	1050	Blade

备成预合金粉末用于增材制造, 所制备的 GH4169 合金成分经 JMatPro 计算, 其相平衡图如图 1 所示。可以看出, 该成分的 GH4169 合金中主要析出相包括 γ (Gamma)、 γ' -Ni₃Al (Gamma Prime)、 γ'' -Ni₃Nb (δ , Delta) 以及少量的 MC、M₂₃C₆、M₆C 碳化物 μ (Mu) 和 σ (Sigma) 相。

2.1.2 盘缘用 K418 合金的相计算结果

K418 是镍基沉淀硬化型铸造高温合金, 使用温度在 900 °C 以下, 具有较高的蠕变强度、抗冷热疲劳性能和较低的密度。适合制造 900 °C 以下工作的热端转动部件, 如航空发动机燃气涡轮工作叶片、导向器和整体涡轮以及汽车增压涡轮等。K418 合金在本研究所选的 3 种合金中使用温度水平居中, 因此被选为盘缘材料, 通过氩气雾化制粉制备成预合金粉末。所制备的 K418 合金成分经 JMatPro 计算, 其相平衡图如图 2 所示。可以看出, 所制备的 K418 合金中主要析出相包括 γ 、 γ' -Ni₃Al、MC 型碳化物以及少量的 M₂₃C₆ 碳化物, μ 和 Ni₂M 相。

2.1.3 盘心-盘缘过渡区用 GH4169+K418 混合成分合金的相计算结果

盘心-盘缘中间的过渡区采用 GH4169 和 K418 的混合成分合金, 对混合成分合金通过 JMatPro 软

件计算获得其相平衡图 (图 3)。可以看出, GH4169+K418 混合合金中主要析出相包括 γ 、 γ' -Ni₃Al、MC 型碳化物以及少量的 M₂₃C₆ 碳化物, μ 、 σ 相和 Ni₂M 相。

盘心用 GH4169 合金、盘缘用 K418 合金和盘心盘缘过渡区用 GH4169+K418 混合合金中液相和主要强化相含量随温度变化的析出平衡相图示于图 4, 特征相析出温度列于表 3。从图 4 可以看出, GH4169+K418 混合合金中 γ' 相等主要强化相的含量介于 GH4169 和 K418 合金之间。

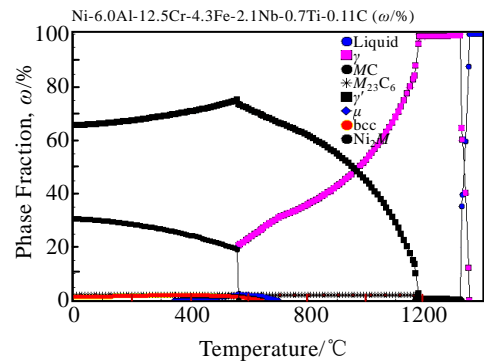


图 2 实验用 K418 合金的相平衡图

Fig.2 Phase equilibrium diagram of the K418 alloy

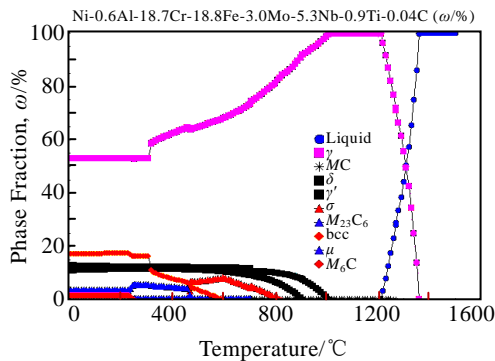


图 1 实验用 GH4169 合金的相平衡图

Fig.1 Phase equilibrium diagram of the GH4169 alloy

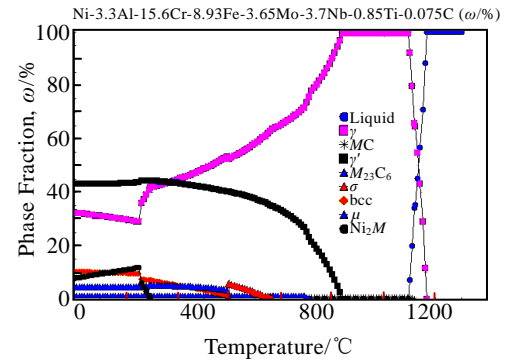


图 3 GH4169+K418 混合成分合金的相平衡图

Fig.3 Phase equilibrium diagram of the GH4169+K418 hybrid alloy

从表 3 数据可知, GH4169 和 K418 合金的液相线温度分别为 1360 和 1354 °C, 相差仅为 6 °C, 而 K418 的固相线温度高出 GH4169 约 110 °C。此外, K418 合金的 γ' 和 MC 碳化物的开始析出温度分别比 GH4169 高出 276 和 59 °C, 本研究制备的 K418 合金比 GH4169 具有更高的承温能力和更好的组织稳定性。而对于过渡区 GH4169+K418 混合成分合金, 其液相线温度略高于 GH4169 和 K418 合金, 而其它主要强化相的析出温度均介于 2 种合金间。采用 DSC 对 GH4169 和 K418 合金粉末的相变温度进行测量, 结果列于表 3。可以看出, DSC 实测的 MC 碳化物析出温度与计算值接近。值得

注意的是, 粉末态样品实测的固、液相线温度的绝对值与相平衡态计算结果存在一定的偏差, 但固液温度范围值的相对趋势一致, 计算和实测结果均表明 GH4169 比 K418 合金的固液凝固温度范围更宽。

2.2 实验用高温合金粉末的表面组织形貌

采用氩气雾化制粉, 将制备的 2 种高温合金粉末分别机械筛分至 53~105 μm 的粒度范围, 粉末的表面组织形貌如图 5 所示。可以看到, GH4169 和 K418 合金粉末形貌主要为球形和近球形(图 5a, 5d)。仔细观察可以看出, 粉末表面主要呈现树枝晶结构。此外, 2 种合金中都存在卫星粉(图 5b, 5e)。卫星粉是氩气

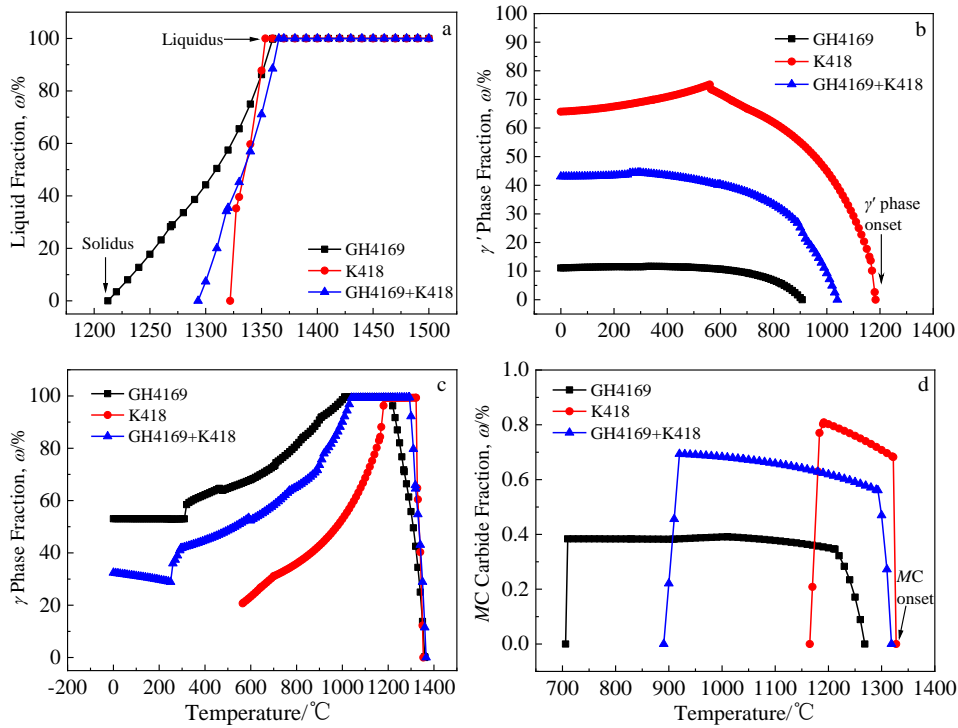


图 4 实验用高温合金的特征相析出平衡图

Fig.4 Phase equilibrium diagrams of specific phases for the selected superalloys: (a) liquid phase, (b) γ' phase, (c) γ phase, and (d) MC carbide

表 3 选用的高温合金的特征相变温度

Table 3 Specific phase change temperatures of the selected superalloys (°C)

Alloy	Method	Liquidus	Solidus	Liquidus and solidus range (ΔT)	γ' onset temperature	MC carbide onset temperature
GH4169		1360.2	1212.3	147.9	907.3	1268.4
K418	JMatPro	1353.9	1321.9	32.0	1183.3	1327.3
GH4169+K418		1365.5	1293.1	72.4	1039.7	1318.6
GH4169 powder	DSC	1328	1200	128	-	1273
K418 powder		1341	1290	51	-	-

雾化制粉中通常会见到的组织形貌^[19]，其形成主要是由于氩气雾化过程中，高速气流的作用下，小尺寸颗粒和大尺寸粉末发生碰撞，在结合处“焊合”而成。此外，还偶然可见包覆粉（图 5c）和长椭圆异形粉（图 5f）。包覆粉为未凝固的软态熔滴快速飞行过程中，碰撞到已凝固的硬质冷态球形粉末，变形成微米级的液膜包裹住粉末，并快速凝固成过饱和的固溶体，因此，通常很少会在包覆膜的部分观察到存在显微偏析的树枝晶形态（图 5c）。

2.3 实验用高温合金粉末的元素偏析行为

采用电子探针（EPMA）对实验用高温合金粉末的截面进行分析，粉末的截面显微组织和元素面分布如图 6 所示。GH4169 和 K418 合金粉末截面显微组织均呈现典型的树枝晶结构，在扫描电镜背散射电子图像（BSEI）模式下枝晶间的区域较枝晶干更亮（图 6a, 6c），说明枝晶间区域平均原子序数更高（存在较多的重元素）。从同一视场下的电子探针元素面扫描结果可知，GH4169 合金的 Nb、Ti 元素强烈富集于枝晶间区域，Mo 略微富集于枝晶间，而 Fe 元素略微富集于枝晶干，其它元素如 Ni、Al 和 Cr 未见明显偏析（图 6b）。K418 合金中富集于枝晶间区域的元素

有 Ti、Nb、Zr 和 Mo，其他元素如 Ni、Cr 和 Al 未见明显的偏析（图 6d）。

采用电子探针对图 6a, 6c 中 GH4169 和 K418 高温合金粉末截面显微组织中的枝晶干和枝晶间区域分别进行定量分析，每个区域分别测量 2 次，结果列于表 4。将枝晶干和枝晶间的元素质量分数的 2 次测量结果分别取平均值，然后按照公式 $k=C_{\text{dendrite}}/C_{\text{interdendritic zone}}$ (C_{dendrite} 为元素在枝晶干的质量分数， $C_{\text{interdendritic zone}}$ 为元素在枝晶间的质量分数) 计算 2 种高温合金粉末中各元素的偏析系数 k ，结果示于图 7。偏析于枝晶干的元素 $k>1$ ，偏析于枝晶间的元素 $k<1$ ， k 值偏离 1 越大，说明偏析越严重。GH4169 合金粉末中微弱偏析于枝晶干的元素有 Al、Cr、Ni 和 Fe 元素 ($k>1$)，最高值仅为 1.11 (Fe 元素)；而强烈偏析于枝晶间的元素有 Ti、Nb 和 Mo ($k<1$)， k 最低值为 0.39 (Nb 元素)。对于 K418 合金粉末而言，微弱偏析于枝晶干的元素有 Al 和 Ni， k 最高值为 1.09 (Ni 元素)；元素 Cr 弱偏析于枝晶间 ($k=0.91$)，强烈偏析于枝晶间的元素为 Zr、Nb、Ti 和 Mo， k 最低值为 0.02 (Zr 元素)。对比后可以发现，2 种高温合金粉末所含元素中，偏析倾向较强的元素有 Ti、Nb、Zr 和 Mo，它们均富集于枝晶间，

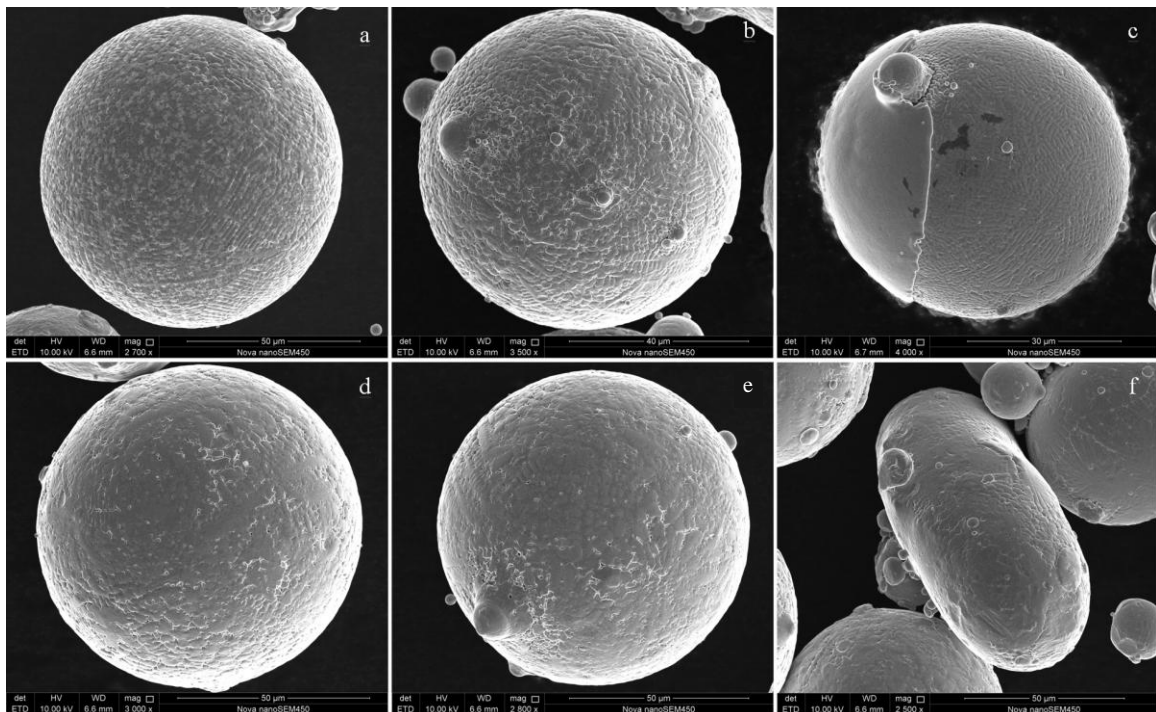


图 5 实验用高温合金粉末的表面组织形貌

Fig.5 Surface morphologies of the superalloy powders: (a~c) GH4169; (d~f) K418; (a, d) spherical powder, (b, e) satellite-like powder, (c) wrapped powder, and (f) irregular powder

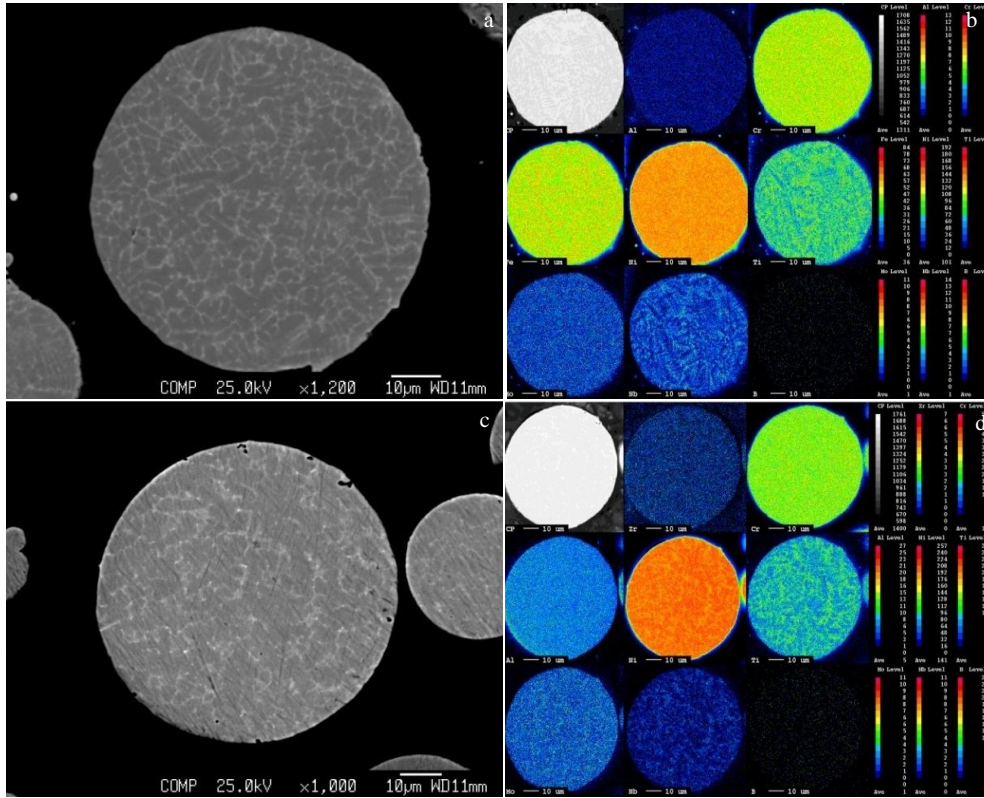


图 6 实验用高温合金粉末的截面组织形貌和电子探针元素面分布结果

Fig.6 BSE images of cross section microstructures (a, c) and EPMA elemental mappings (b, d) of the superalloy powders: (a, b) GH4169; (c, d) K418

表 4 实验用高温合金粉末枝晶干和枝晶间成分的电子探针分析结果

Table 4 EPMA results of element concentration of dendritic core and interdendritic region of the superalloy powders (ω%)

Alloy powder	Position	Al	Ti	Cr	Zr	Mo	Ni	Nb	Fe
GH4169	Dendritic core	0.538	0.873	20.443	-	2.481	52.639	2.955	19.156
		0.513	0.831	20.278	-	2.556	53.266	2.436	19.225
	Interdendritic zone	0.499	1.431	19.349	-	3.186	50.704	7.807	16.862
		0.477	1.315	19.694	-	2.871	51.361	6.038	17.637
K418	Dendritic core	5.546	0.715	12.533	-	3.785	74.75	1.11	-
		5.872	0.74	12.76	0.02	3.664	74.7	1.167	-
	Interdendritic zone	5.75	1.357	13.946	0.427	5.534	68.334	3.712	-
		5.499	1.212	13.901	0.505	5.492	68.534	3.067	-

而偏析倾向弱的元素包括 Ni、Cr、Fe 和 Al。GH4169 和 K418 合金粉末中的元素偏析类型与以往报道的铸造镍基高温合金相似^[20,21]。高温合金粉末与普通铸造合金的最大区别之一在于粉末中的偏析被限制在很小的树枝晶尺度范围内，通常比铸造合金枝晶间距小 1~2 个数量级，由此达到材料均质化的目的。

2.4 实验用高温合金粉末的粒度和粒形

采用激光粒度仪测得的 GH4169 和 K418 高温合金粉末的粒度分布如图 8 所示，可以看出，2 种合金粉末的粒度均为单峰近正态分布。其中 GH4169 合金粉末的 D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 57.2、79.1 和 109.4 μm ，K418 合金粉末略细， D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 47.6、67.8

和 96.1 μm 。采用动态图像粒度粒形仪对 GH4169 和 K418 粉末的粒度和粒形同时进行测量, 并对比激光粒度仪的测量结果, 示于表 5。从表 5 数据可知, 动态图像法测得的 GH4169 合金粉末的 D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 59.2、76.2 和 103.8 μm , K418 合金粉末 D_{10} 、 D_{50}

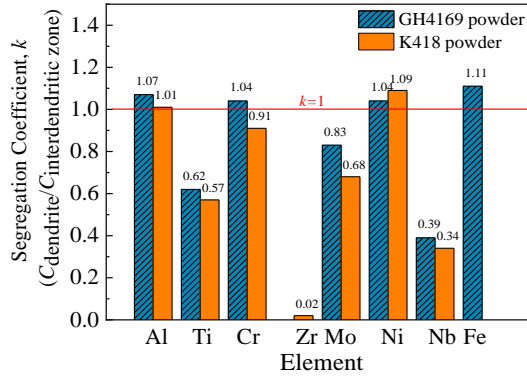


图 7 实验用高温合金粉末的元素偏析系数(k)

Fig.7 Elemental segregation coefficient (k) of the superalloy powders

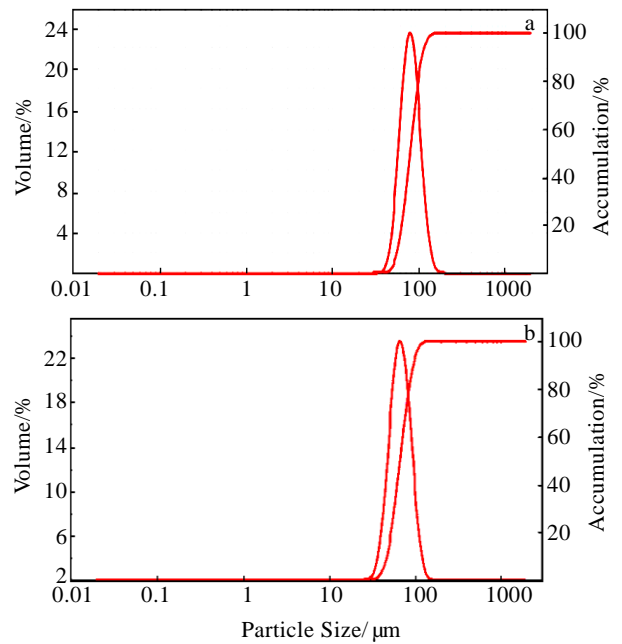


图 8 实验用高温合金粉末的粒度分布(激光粒度仪测试结果)

Fig.8 Particle size distribution of the superalloy powders (by laser diffraction analysis): (a) GH4169 and (b) K418

表 5 采用不同方法测定的高温合金粉末的粒度和粒形

Table 5 Particle size and shape of the superalloy powders measured by different methods

Alloy powder	Method	Particle size/ μm			Particle shape	
		D_{10}	D_{50}	D_{90}	SPHT	b/l
GH4169	Laser diffraction analysis	57.2	79.1	109.4	-	-
	Dynamic image analysis	59.2	76.2	103.8	0.91	0.87
K418	Laser diffraction analysis	47.6	67.8	96.1	-	-
	Dynamic image analysis	47.0	65.6	80.7	0.90	0.86

表 6 实验用高温合金粉末的物理性能

Table 6 Physical properties of the superalloy powders

Alloy powder	Apparent density/ g cm^{-3}	Tap density/ g cm^{-3}	Theoretical density/ g cm^{-3}	Compressibility/%	Flowability/ s (50 g)^{-1}
GH4169	4.13	4.89	8.24	15.5	20.35
K418	4.19	4.83	7.95	13.3	18.52

和 D_{90} 分别为 47.0、65.6 和 80.7 μm , 与激光粒度仪的测量结果非常接近。动态图像分析法除了可以测量粒度分布, 还可以用来同时表征粉末的颗粒形貌。SPHT 值被用来表征颗粒球形度 (S), SPHT 数值越接近 1, 表示球形度越好。从表 5 数据可知, 实验用 GH4169

和 K418 粉末的 SPHT 值分别为 0.91 和 0.90(均为 3 次测量的平均值), 表明粉末具有较好的球形度。除去 SPHT 以外, 长/径比 (b/l , 颗粒投影宽度和投影长度的比值) 也经常被用来表征粉末的形貌, 该参数对卫星粉和长条状异形粉表现敏感, GH4169 和 K418 合金

粉末的长/径比 (b/l) 均值分别为 0.87 和 0.86。

2.5 实验用高温合金粉末的物理性能 (松装密度、振实密度、压缩度和流动性)

采用综合粉体测试仪测量 GH4169 和 K418 合金粉末的松装密度、振实密度和流动性, 根据松装密度和振实密度计算粉末压缩度, 采用 JMatPro 软件计算本实验用高温合金粉末成分的理论密度, 结果列于表 6。其中, GH4169 合金粉末的松装密度为 4.13 g cm^{-3} , 达到同成分合金理论密度的约 50%, 振实密度为 4.89 g cm^{-3} , 达到同成分合金理论密度的近 60%。该粉末的压缩度为 15.5%, 流动性 $20.35 \text{ s (50 g)}^{-1}$ 。K418 合金粉末具有跟本实验 GH4169 粉末非常接近的松装、振实密度和略低的压缩度以及略好的流动性, K418 合金理论密度更低。

3 结 论

1) GH4169 合金比 K418 合金的固液凝固温度范围宽, K418 合金的 γ' 和 MC 碳化物的开始析出温度均比 GH4169 高, (GH4169+K418) 过渡区混合成分合金主要强化相的析出温度均介于 GH4169 和 K418 2 种合金之间。K418 合金比 GH4169 具有更高的承温能力和更好的组织稳定性。

2) GH4169 和 K418 合金粉末形貌主要为球形和近球形, 此外还包含有卫星粉和少量包覆粉、异形粉。粉末主要呈树枝晶结构, 所含元素中偏析倾向较强的元素有 Ti、Nb、Zr 和 Mo, 均富集分布于枝晶间区, 而偏析倾向弱的元素包括 Ni、Cr、Fe 和 Al, 高温合金粉末的元素偏析类型与铸造镍基高温合金相似, 但粉末组织更为细小均匀。

3) 激光衍射和动态图像法分析 2 种粉末粒度值相近, GH4169 的中位径 D_{50} 分别为 79.1 和 76.2 μm , K418 的 D_{50} 分别为 67.8 和 65.6 μm 。动态图像法测得 2 种合金均具有较好的球形度, GH4169 和 K418 的 SPHT 均值分别为 0.91 和 0.90。

4) GH4169 和 K418 高温合金粉末具有相近的松装密度、振实密度和流动性, 其松装和振实密度分别约为对应合金理论密度的 50% 和 60%, 同时压缩度在 13.3%~15.5% 范围, 且具有较好的流动性 ($18.5\sim 20.4 \text{ s (50 g)}^{-1}$)。

参考文献 References

[1] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II*[M]. New-York: Wiley-Interscience, 1987
 [2] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006: 122

[3] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion & Power*[J], 2006, 22: 361
 [4] Craig B. *Advanced Materials & Processes*[J], 2008, 5: 33
 [5] Zheng L, Zhang G, Lee T L *et al. Materials & Design*[J], 2014, 61: 61
 [6] Zhou T J, Ding H S, Ma X P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 725: 299
 [7] Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Yiwen(张义文), Zheng Liang(郑亮) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55: 1133
 [8] Zhang Yongzhong(张永忠), Liu Yantao(刘彦涛), Cao Ye(曹晔). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2015, 10: 44
 [9] Xu Z J, Zhang Y Z, Liu M K *et al. Rare Metals*[J], 2016, 35: 456
 [10] Jin Jutao(金具涛), Zhang Yongzhong(张永忠), Huang Can(黄灿) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2010, 9: 94
 [11] Liang Y J, Liu D, Wang H M. *Scripta Materialia*[J], 2014, 74: 80
 [12] Ren H S, Liu D, Tang H B *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 611: 362
 [13] Lin X, Yue T M, Yang H O *et al. Acta Materialia*[J], 2006, 54: 1901
 [14] Shah K, Haq I, Khan A *et al. Materials & Design*[J], 2014, 54: 531
 [15] Li Yuanyuan(李元元), Zhang Datong(张大童), Xia Wei(夏伟) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 1998, 34: 95
 [16] Liu Wensheng(刘文胜), Peng Fen(彭芬), Ma Yunzhu(马运柱) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2009, 19: 1074
 [17] Yu Weiyong(余伟泳), Xiao Zhiyu(肖志瑜), Chen Yingying(陈莹莹) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(3): 973
 [18] Zhang Shaochi(张少驰), Sun Zhonggang(孙中刚), Liang Zulei(梁祖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(10): 3234
 [19] Özbilen S. *Powder Metallurgy*[J], 1999, 42(1): 70
 [20] Zheng Liang(郑亮), Xiao Chengbo(肖程波), Zhang Guoqing(张国庆) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2012, 41(8): 1457
 [21] Zhang Xiaoyue(张晓越), Liu Lin(刘林), Huang Taiwen(黄太文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2013, 42(12): 2547

Characteristics of Ni-Based Superalloy Powders Used for Gradient Integral Turbine Blisk by Ultra-Transient Solidified Additive Manufacturing: Alloy Powders for Disk

Zheng Liang¹, Liu Zhaoyang², Zhu Qiang², Song Lijun³, Li Zhou¹, Zhang Guoqing¹

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

(2. Department of Mechanical and Energy Engineering, Southern University of Science and Technology, Shenzhen 518055, China)

(3. College of Mechanical and Vehicle Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The characteristics of superalloy powders used for the gradient integral turbine blisk by the ultra-transient solidified additive manufacturing were investigated. According to the temperature capacity of the alloy and the phase equilibrium diagram calculated by JMatPro, GH4169 and K418 alloys were selected as the disk hub and rim materials, respectively, whereas DZ4125 was selected as the blade material for integral turbine blisk. The superalloy powder were prepared by vacuum induction melting and argon gas atomization (VIGA) and sieved to the particle size range of 53~105 μm . The differential scanning calorimeter (DSC), field emission scanning electron microscope (FESEM), electron probe X-ray micro-analyzer (EPMA), laser diffraction particle size analyzer, dynamic image analysis system and comprehensive powder property analyzer were used to systematically characterize the phase change temperatures, microstructure, element segregation, particle size and shape, apparent density, tap density and flowability of the selected superalloy powders. The results show that the liquidus and solidus temperature range of K418 alloy is smaller than that of the GH4169 alloy. The onset precipitated temperature of γ' and MC carbides of K418 alloy is higher than that of GH4169. The precipitation temperatures of the main strengthening phases of the (GH4169+K418) hybrid composition alloy in the transition zone are between the GH4169 and K418 alloys. The morphologies of GH4169 and K418 alloy powders are mainly spherical and nearly spherical. The surface and cross-section microstructures are mainly dendritic structure. For the selected alloy powders, the elements Ti, Nb, Zr and Mo, rich in the interdendritic region, exhibit strong segregation tendency, while the elements with weak segregation tendency include Ni, Cr, Fe and Al. The element segregation type of superalloy powder is similar to the cast Ni-based superalloys, however the powders possess finer and more uniform microstructure than the cast superalloy. The particle size distribution of powders measured by laser diffraction and dynamic image analysis methods are similar. The D_{50} value of GH4169 is 79.1 and 76.2 μm , and the D_{50} of K418 is 67.8 and 65.6 μm , respectively. The dynamic image analysis result shows that the two alloys both possess good sphericity, and the SPHT mean values of GH4169 and K418 are 0.91 and 0.90, respectively. The GH4169 and K418 superalloy powders have similar apparent density, tap density and flowability. In addition, the apparent density and tap density of the two alloy powders can reach 50% and 60% of the theoretical density of the alloy, respectively. Furthermore, the GH4169 and K418 superalloy powders both have good compressibility of 13.3%~15.5% and flowability of 18.5~20.4 s (50 g)⁻¹.

Key words: superalloy powders; additive manufacturing; functionally graded materials; integral turbine blisk; JMatPro; GH4169; K418

Corresponding author: Zheng Liang, Ph. D., Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498268, E-mail: liang.zheng@biam.ac.cn