

氩气雾化制粉 FGH97 高温合金的组织 and 性能

杨金龙^{1,2}, 朱晓闽², 谭建均², 熊江英²

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

摘 要: 利用扫描电子显微镜、金相显微镜等研究了氩气雾化制粉(AA)+热等静压(HIP)的 FGH97 合金显微组织、夹杂物、原始颗粒边界(PPB)、热诱导孔洞(TIP)等冶金缺陷, 统计分析了室温、650、750 °C 拉伸性能、650 °C/980 MPa 持久性能及 650 °C 低周疲劳寿命。结果表明: AA+HIP+热处理制备的 FGH97 材料晶粒度为 ASTM 8~9 级, 未发现连续网状的 PPB, 存在极少量的 TIP。晶内 γ' 多数为正方形, 尺寸约为 200 nm, 晶界 γ' 为 1.5~2 μm 的长方形, 未见粗大 γ' 相及粗大碳化物。650 °C/980 MPa 持久时间均值 449 h。650 °C 低周疲劳寿命最大值 258 909 周次, 均值达到 190 014 周次。室温、650 °C、750 °C 拉伸性能、650 °C/980 MPa 持久性能以及 650 °C 低周疲劳寿命均满足 FGH97 合金技术要求。

关键词: FGH97 粉末高温合金; 氩气雾化制粉; 热等静压; 组织; 性能

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-4093-08

粉末冶金涡轮盘具有组织均匀性好、耐高温、高强度、低裂纹扩展速率以及抗疲劳性能优异等优点, 已被国内外应用于先进航空发动机^[1-8]。我国已研制了多种涡轮盘用粉末高温合金, 如 FGH95, FGH96, FGH97 等^[2,3,8-12]。FGH97 是我国近年来研制的与俄制 EP741NP 成分相近的合金, γ' 固溶温度 1190~1200 °C, 强化相 γ' 质量分数约 60%, 二次 γ' 尺寸控制在 0.3 μm 以内, 存在 MC、 M_6C 等碳化物^[8,12]。该合金涡轮盘的制造沿用俄罗斯的工艺路线, 即等离子旋转电极制粉(plasma rotating electrode process, PREP)+热等静压(hot isostatic pressing, HIP)成形^[8,12-14]。

非金属夹杂物、原始颗粒边界(prior particle boundary, PPB)和热诱导孔洞(thermally induced porosity, TIP)是粉末高温合金中的三大缺陷。其中大尺寸夹杂物是引起疲劳裂纹源萌生、造成早期断裂甚至灾难性事故的主要原因。PREP 制粉方法由于受到电极棒转速和直径的限制, 粉末粒度大, 细粉收得率低, 无法利用筛分方法来有效控制夹杂物尺寸(目前常用粉末粒度为 50~150 μm)^[3,12]。PPB 和 TIP 主要与粉末中氧气、惰性气体残余有关。氩气雾化制粉(argon atomization, AA)细粉收得率较高、粉末凝固组织较为均匀, 可通过控制粉末粒径(使用 75 μm 以下, 甚至更细粉末)来有效地控制大尺寸夹杂物, 进而提高盘件的

疲劳性能及可靠性。但采用 AA 制粉, 存在氧含量较高、热等静压(HIP)后容易形成较多 PPB 的问题。PPB 主要是由于偏析到粉末颗粒表面的 Al、Ti、C 等元素与表面吸附的 O、N 形成的 C-O-N 化合物。因此在合金熔炼, 粉末制备, 筛分及后处理等环节中控制氧含量是应用 AA 制粉的关键。TIP 为热等静压制件中残余的惰性气体在后续加热过程中膨胀形成的显微孔洞。PPB 与 TIP 均属于缺陷, 易造成材料服役过程中应力集中, 引起损伤破坏^[1,2,15,16]。

近年来, 在国内已经进行了 AA+HIP 和 PREP+HIP 两种涡轮盘成型工艺路线对 FGH95 和 FGH96 材料性能影响的对比研究^[9-11], 但是对于 FGH97 合金, 研究主要集中在 PREP+HIP 一种工艺路线^[8,12-14], 鲜见采用 AA+HIP 工艺路线制备 FGH97 合金涡轮盘的报道。

为研究 AA+HIP 工艺路线对 FGH97 材料的组织和性能的影响, 本研究采用 AA 法制备 FGH97 高温合金粉末, 直接 HIP 成形制备盘件, 按照标准热处理制度热处理。研究了 AA+HIP 制备 FGH97 盘件热处理后试样环的显微组织、PPB、TIP 及非金属夹杂物等冶金缺陷。测试分析了大尺寸盘件试样环拉伸性能、持久性能及低周疲劳寿命, 并对持久、疲劳试样的断口特征进行了分析。

收稿日期: 2018-12-15

基金项目: 广东省珠江人才计划项目; 深圳市科技创新委员会项目(KQTD2015032716463668)

作者简介: 杨金龙, 男, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0755-82799717, E-mail: yangjinlong0419@163.com

1 实 验

试验材料 FGH97 的名义化学成分 (质量分数, %) 为: Cr 9.0, Mo 3.85, W 5.55, Ti 1.8, Co 15.75, Al 5.05, Nb 2.6, Hf 0.3, C 0.04, Zr ≤ 0.015 , B ≤ 0.015 , Ce ≤ 0.010 , Mg ≤ 0.02 , Ni 余量。FGH97-AA-HIP 盘件制备工艺路线如下: 真空感应熔炼获得高纯母合金 $\rightarrow$ 氩气雾化制粉 (AA) $\rightarrow$ 粉末筛分 $\rightarrow$ 粉末处理 $\rightarrow$ 包套、封焊 $\rightarrow$ 热等静压 $\rightarrow$ 热处理。

真空感应熔炼采用康萨克真空感应熔炼炉, 氩气雾化制粉采用德国 ALD 公司氩气雾化设备。粉末采用标准筛网筛分, 粉末粒径 $D_v(90) \leq 80 \mu\text{m}$, 平均氧含量为 $100 \mu\text{g/g}$ 。利用自主研发的粉末淘洗分离设备检测粉末中夹杂物数量, 每 kg 粉末中夹杂物数量少于 20 颗。热等静压工艺: 温度 $1200 \pm 10^\circ\text{C}$, 压力 $\geq 120 \text{ MPa}$, 时间 $\geq 2 \text{ h}$ 。热处理制度为: $1200 \pm 10^\circ\text{C}$ 保温 4 h, 空冷, $650 \sim 950^\circ\text{C}$ 三级时效, 保温时间 3~20 h, 空冷。

金相、力学性能试样取自直径约 600 mm 的大尺寸盘坯, 状态为热处理态。沿盘坯的外缘切取厚度约为 50 mm 的试样环, 在试样环上采用线切割沿弦向切取材料, 加工成金相、性能测试样品。

室温拉伸、高温拉伸试验分别按照 GB/T 228.1-2010《金属材料 拉伸试验 第一部分: 室温拉伸试验方法》、GB/T 228.1-2015《金属材料 拉伸试验 第二部分: 高温拉伸试验方法》在万能试验机上进行。持久

试验按照 GB/T 2039-2012《金属材料 单轴拉伸蠕变试验方法》, 样品采用光滑-缺口组合试样, 缺口半径 0.15 mm, 在 RJ-50 蠕变持久试验机上进行持久试验。对拉伸和持久数据用箱线图表征, 给出统计平均值, 中位数, 最大值及最小值, 计算测试结果标准差。

轴向拉伸低周疲劳试验按照 GB/T15248-2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》, 在配备 3 区控温的 Instron 8801 液压疲劳试验机上进行。疲劳试样加工满足 ASTM E466-07 关于低应力加工和纵向抛光的要求。为保证试样的同轴度采用精密螺纹磨加工夹持端的螺纹。由于测试样品较多, 对疲劳数据进行概率统计分析, 给出所有测试数据的统计平均值, 标准差和分布曲线。

利用 Nikon MM-400 测量显微镜观察显微组织, 察断面形貌, 能谱仪 (EDS) 测试微区化学成分, LECO 844 气体分析仪检测氧含量。CARL ZEISS EVOMA25 扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM) 观察断面。

2 结果与讨论

2.1 粉末特性研究

图 1a 显示 AA 法制备的合金粉末的形貌以球形为主, 存在少量粘接粉、卫星粉。图 1b、1c 显示粉末的显微组织是以胞状晶为主、枝状晶为辅的凝固组织。AA 法粉末惰性气体卷入粉末心部, 易形成空心粉末,

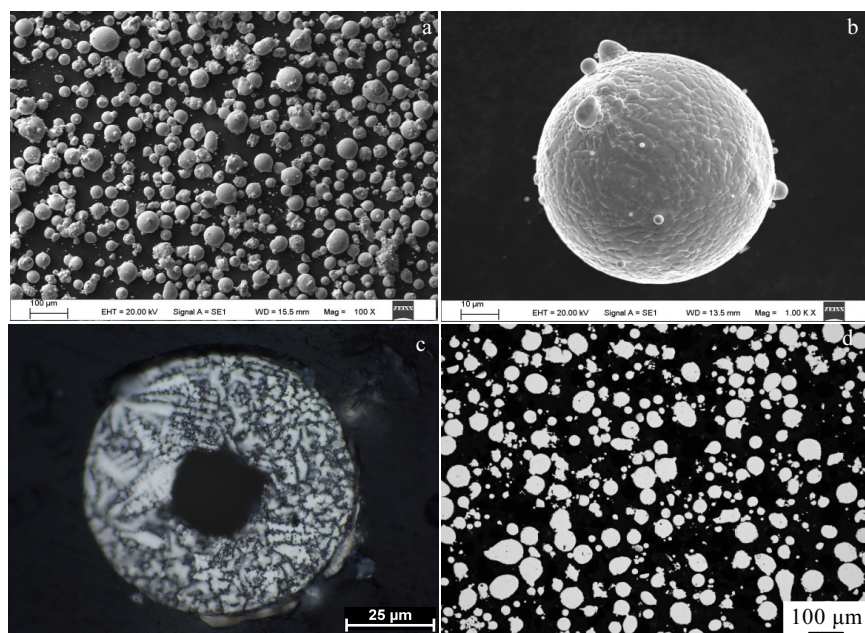


图 1 FGH97AA 粉末形貌及微观组织

Fig.1 Morphologies (a, b) and microstructures (c) of powder FGH97AA and powder porosity about 0.8% (d)

图 1c 显示粉末中存在的一颗空心粉形貌, 空心部分尺寸约 25 μm 。测试分析表明 AA 制备粉末含有少量的空心粉, 数量约为 0.8%, 面积分数不超过 0.1%, 如图 1d 所示。

2.2 组织分析研究

观察热处理态试样显微组织, 包括晶粒度、 γ' 、PPB、TIP 和夹杂物等, 结果如图 2、图 3、图 4、图 5 所示。

试样晶粒度、 γ' 观察结果如图 2 所示。图 2a、2b 显微组织为等轴晶, 晶粒度 ASTM 8~9 级, 部分晶粒中观察到再结晶引起的孪晶, 未见明显粗大异常晶粒。图 2c 晶内 γ' 多数为方形, 尺寸为 200 nm 左右, 晶内 γ' 细小弥散分布, 未见明显粗大析出相, γ' 体积分数约为 60%。图 2d 晶界 γ' 为 1.5~2 μm 的长方形, 未出现粗大 γ' 相连续分布。晶界伴有非连续白色碳化物。

图 2d 中, 试样晶界一次 γ' 尺寸 < 2 μm , 较文献[12]中晶界一次 γ' 尺寸 3 μm 细小。二次 γ' 尺寸为 200 nm, 较 PREP+HIP 合金二次 γ' 尺寸 500 μm 细小。晶粒度 ASTM 8~9 级较文献[12-14]采用 50~150 μm PREP 粉末, 制备 FGH97 合金晶粒度 ASTM 6~7 级细小。

图 3 显示了试样 PPB 的金相显微照片, 未见 PPB 明显连续分布, 未形成某一颗粒周围 PPB 连续网状分布。采用 Ingesten 等^[17]提出的标准, 评级为 1~2 级, 未发现连续分布的网状 PPB。结合图 2 结果, 无聚集的条状或球状 Nb、Ti 和 Hf 的碳化物。

图 4 为观察到的非金属夹杂物, 主要为图 4a 中氧

化铝、图 4b 中氧化镁等熔渣类夹杂物。非金属及杂物形状存在棱角, 有应力集中风险。非金属夹杂物在热等静压制件中随机分布, 金相观察寻找较困难。仅发现两处非金属夹杂物, 最大方向平均尺寸 < 60 μm 。热等静压+热处理后, 图 4 中非金属夹杂物周围未发现微裂纹, 可能与取样观察夹杂物尺寸较小有关。

图 5 中可见试样中 TIP 部分存在。利用图像分析方法, 统计发现 TIP 的平均面积分数为 0.04%, 最严重的部位不超过 0.08%, 平均尺寸不超过 20 μm 。

2.3 拉伸性能测试

图 6 采用箱线图给出试验样品室温、650、750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能测试结果, 图中显示了 8 个盘件试样环样品测试结果的均值、中位数, 25% 和 75% 值, 及分布范围。统计测试结果分布范围、均值如表 1。

室温拉伸性能测试结果中, 抗拉强度值在 1534~1586 MPa 范围内, 均值 1561 MPa, 标准差 20 MPa; 屈服强度在 1046~1112 MPa 范围内, 均值 1076 MPa, 标准差 22 MPa; 断后延伸率 25%~30%, 均值 28%, 标准差 2%; 断面收缩率为 23%~30%, 均值 26%, 标准差 2%。

650 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能测试结果中, 抗拉强度在 1307~1365 MPa 范围内, 均值 1333 MPa, 标准差 20 MPa; 屈服强度 998~1057 MPa, 均值 1023 MPa, 标准差 21 MPa; 断后延伸率 29%~36%, 均值 32%, 标准差 2%; 断面收缩率 27%~32%, 均值 29%, 标准差 2%。

750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能测试结果中, 抗拉强度在 1144~

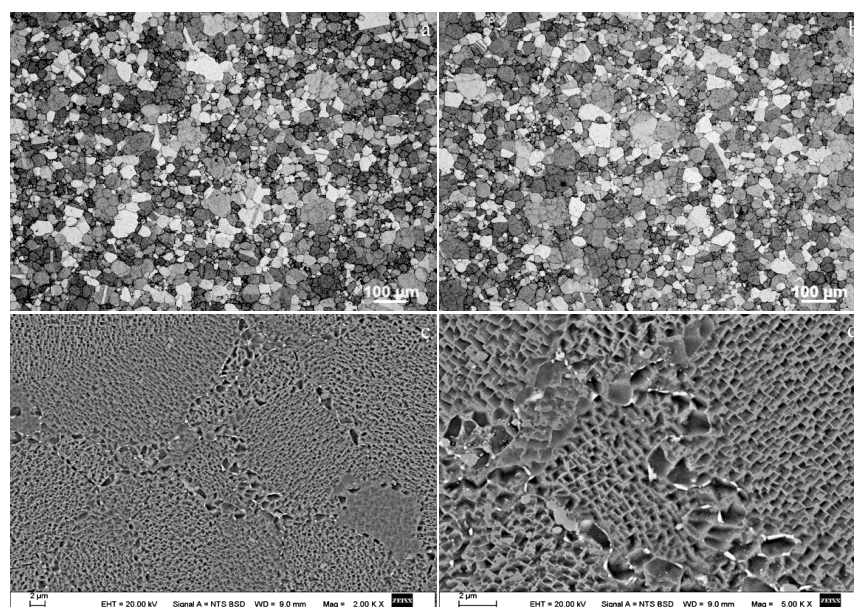


图 2 热处理态试样显微组织

Fig.2 Microstructures of samples under as-heat treated condition: (a, b) grain size ASTM 8~9, (c) intragranular γ' , and (d) grain boundary

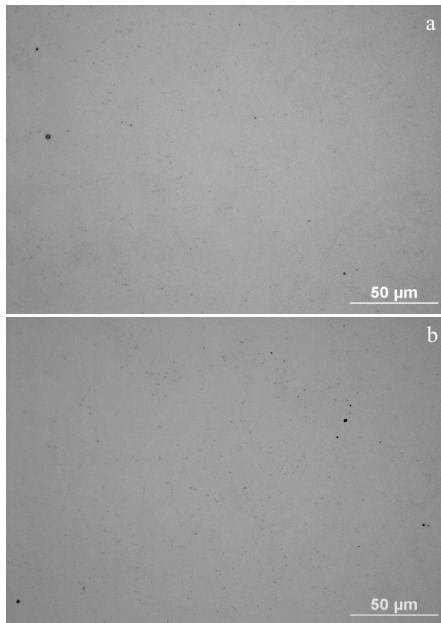


图 3 FGH97-AA-HIP 样品的 PPB
Fig.3 PPB observed from FGH97-AA-HIP

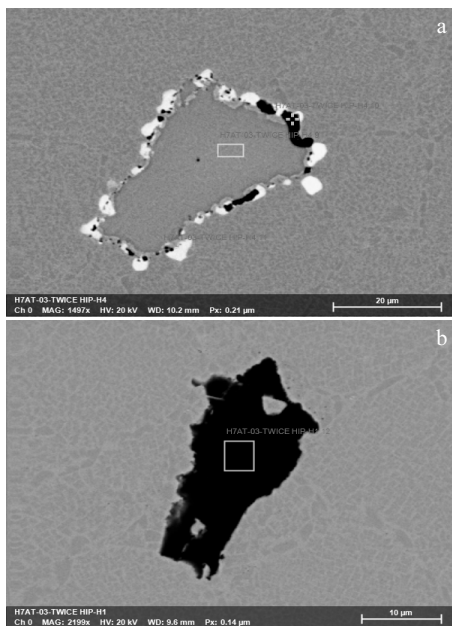


图 4 试样中典型夹杂物
Fig.4 Typical inclusions observed from sample: (a) aluminum oxides inclusion and (b) magnesium oxides inclusion

1213 MPa 范围内, 均值 1186 MPa, 标准差 23 MPa; 屈服强度 944~1009 MPa, 均值 986 MPa, 标准差 22 MPa; 断后延伸率 19%~27%, 均值 23%, 标准差 3%; 断面收缩率 16%~26%, 均值 21%, 标准差 3%。

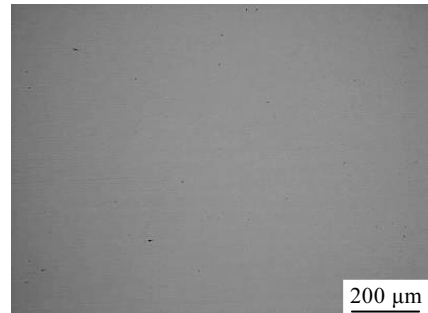


图 5 试样组织中的 TIP
Fig.5 TIP observed from samples

对抗拉强度、屈服强度、断后伸长率和断面收缩率数据进行正态性校验, P 值均大于 0.05, 95%置信度满足正态分布。拉伸性能测试结果中, 拉伸强度、屈服强度值测试结果波动不超过 10%。

为对比 PREP 法制粉+HIP 制备的 FGH97 材料的性能, 图 6 包括了文献[18,19]中 FGH97-PREP-HIP 材料的数据。可见测试的 FGH97-AA-HIP 试样各个温度的抗拉强度与文献数据接近, 室温抗拉强度略高于文献数据。室温和 750 °C 屈服强度与文献 FGH97-PREP-HIP 材料相当, 而 650 °C 屈服强度略高于文献数据。室温和 650 °C 塑性均优于文献数据, 750 °C 塑性与文献数据相当。这可能与 FGH97-AA-HIP 材料试样的晶粒较细、强化相 γ' 尺寸弥散细小有关。室温、650、750 °C 拉伸性能指标均满足文献[20]规定的 FGH97 材料技术要求。

2.4 650 °C/980 MPa 持久性能测试

图 7 为 650 °C/980 MPa 条件下的光滑-缺口组合试样 (缺口直径 $r=0.15$ mm) 持久性能测试结果。箱线图显示了 8 个试样环取样测试结果的均值及分布范围。测试结果在 349~597 h 范围内, 持久时间均值 449 h, 标准差 82 h。测试结果正态分布校验 P 值为 0.8, 大于 0.05。光滑-缺口组合试样断裂位置全部为光滑段, 无缺口敏感性。

目前, 国内文献报道 FGH97-PREP-HIP 材料 650 °C/980 MPa 相同测试条件下的持久时间为 250~330 h^[18,19]。图 7 中测试数据高于文献[18,19]中报道的 FGH97-PREP-HIP 材料结果。考虑标准差后, 图 7 数据满足文献[20]中对 FGH97 材料光滑-缺口组合试样持久断裂时间 ≥ 100 h 的技术要求。

2.5 650 °C 低周疲劳性能测试

650 °C 低周疲劳性能试验测试结果如图 8 所示, 实验条件为应力范围 30~980 MPa、频率 1 Hz、应力波

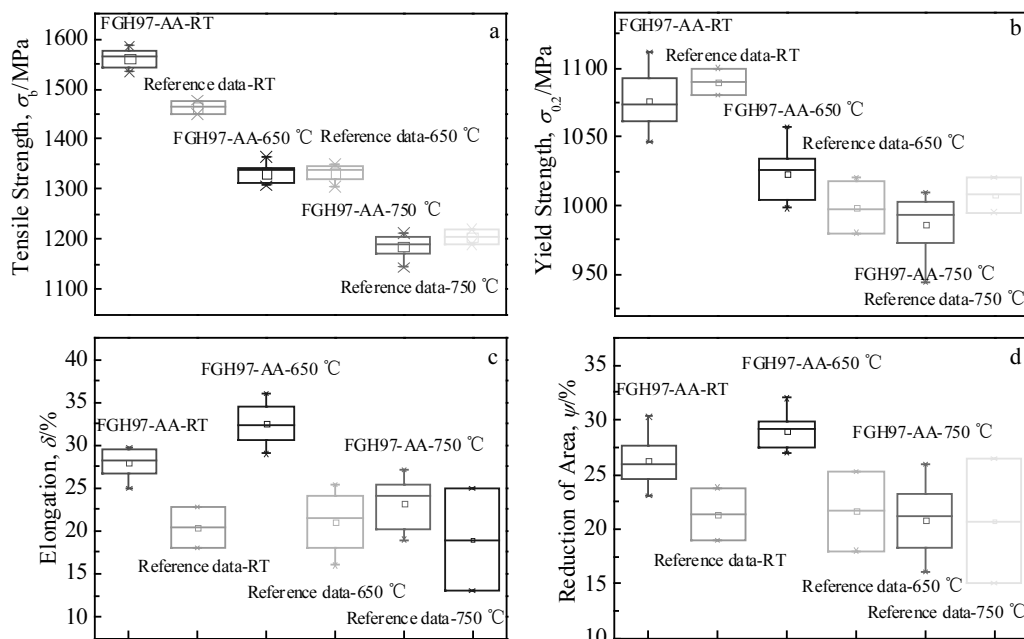


图 6 试样在不同温度下的拉伸性能对比

Fig.6 Comparison of tensile properties of samples at different temperatures: (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation of rupture, and (d) reduction of area

表 1 拉伸性能测试结果

Table 1 Results of tensile performance

Test temperature	Room temperature	650 °C	750 °C
Tensile strength range/MPa	1534~1586	1307~1365	1144~1213
Average tensile strength/MPa	1561	1333	1186
Yield strength range/MPa	1046~1112	998~1057	944~1009
Average yield strength/MPa	1076	1023	986
Elongation range/%	25~30	29~36	19~27
Average elongation/%	28	32	23
Reduction of area range/%	23~30	27~32	16~26
Average reduction of area/%	26	29	21

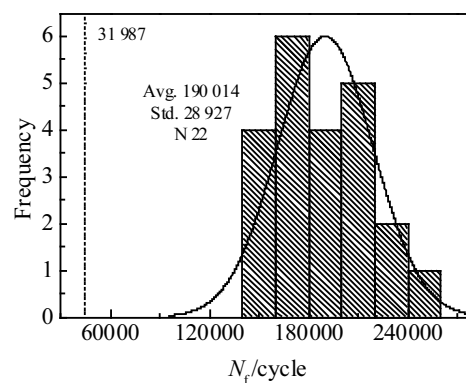


图 8 650 °C 低周疲劳寿命

Fig.8 Low cycle fatigue properties at 650 °C

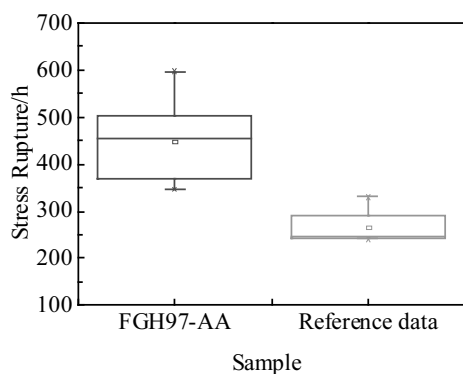


图 7 650 °C/980 MPa 持久性能对比

Fig.7 Comparison of stress rupture properties at 650 °C/980 MPa

形为三角波。取自 9 个盘件试样环的 22 个试样测试结果显示低周疲劳循环寿命在 154 707~258 909 周次范围内。寿命均值达到 190 014 周次，标准差为 28 927 周次。如图 8 中虚线所示，试样低周疲劳性能测试结果超过文献[19]报道的 FGH97-PREP-HIP 材料 31 987 周次的的数据，且远超文献[20]FGH97 所要求的 5000 周次。

2.6 持久和疲劳断口特征分析

为研究显微组织中 PPB、夹杂物等对样品持久、

疲劳断裂的影响, 对断裂后样品进行断口特征分析。

图 9 为 FGH97-AA-HIP 光滑-缺口组合持久样品的断口形貌。图 9a、9b 持久裂纹起始部分为穿晶断裂模式, 未发现夹杂物、PPB 等缺陷, 图 9c 断口中的韧窝呈明显的韧性断裂特征。断口中发现细小的白色碳化物, 碳化物并未对断裂模式产生影响, 如图 9d 所示。结合金相观察结果, 在断口中未观察到沿原始颗粒边界断裂的特征, 未见 PPB 对合金持久性能产生明显影响。

图 10 为 650℃/980MPa 低周疲劳试验样品的断口形貌。图 10a 中, 疲劳断口发现明显的裂纹源区, 裂纹源区位于样品近表面位置。源区内发现夹杂物, 尺

寸约为 60 μm, 如图 10b 所示。利用 EDS 分析, 见图 10c, 夹杂物为不导电疏松聚集物, 主成分为 Al₂O₃, 来源可能为制粉或者母合金坩埚材料。此样品的疲劳寿命仍然达到 19 万周次以上, 可见 <60 μm 的夹杂物对疲劳性能基本没有影响。

此外, 测试的 22 个低周疲劳试样断口中疲劳源主要由夹杂物引起, 夹杂物尺寸 <100 μm。未见 PPB 引发的疲劳源。

为提高粉末高温合金疲劳性能和可靠性, 目前国际粉末涡轮盘制备工艺朝着高纯、细粉末粒径的方向发展^[4,7]。随着制粉技术的发展, 俄罗斯已提出将 FGH97 (EP741NP) PREP-HIP 盘件粉末粒度控制在

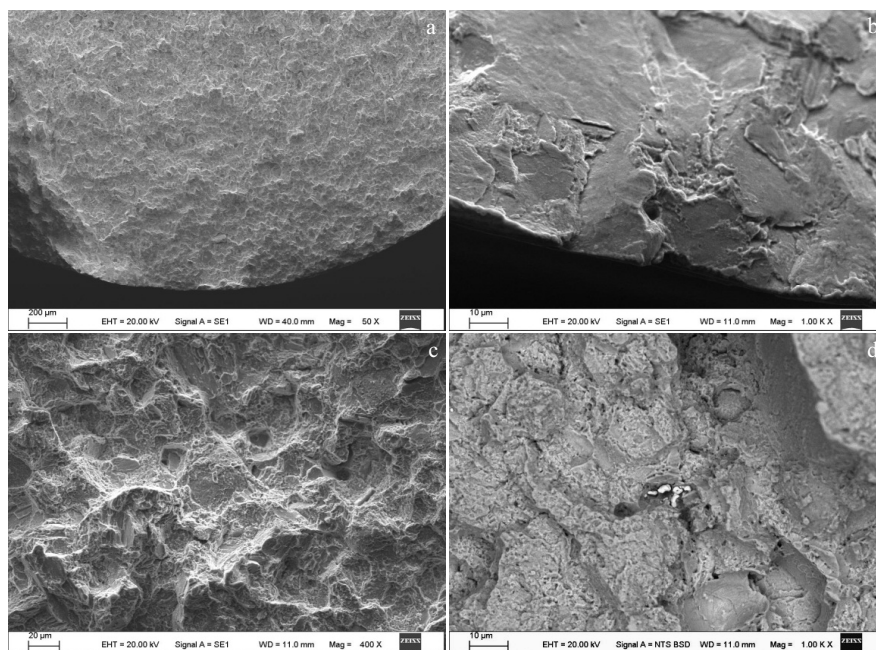


图 9 FGH97-AA-HIP 持久试样断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of FGH97-AA-HIP stress rupture specimens: (a, b) initial position of stress rupture and (c, d) dimples

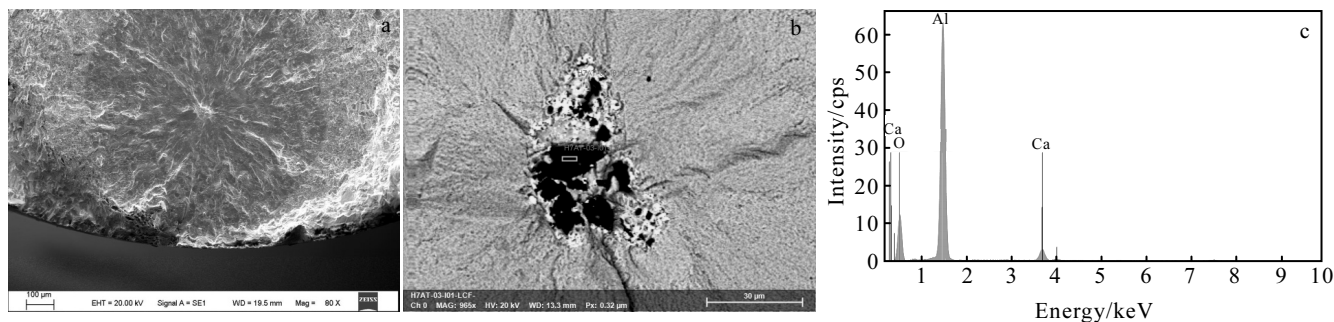


图 10 FGH97-AA-HIP 低周疲劳断口形貌及 EDS 分析

Fig.10 Morphologies (a, b) and EDS spectrum (c) of FGH97-AA-HIP low cycle fatigue fracture

50~100 μm 的发展方向, 但存在 PREP 细粉粉末收得率 < 50% 的问题。力学性能测试研究表明, 采用 AA+HIP 工艺路线制备 FGH97 材料, 试样的室温、650、750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能, 650 $^{\circ}\text{C}$ /980 MPa 光滑-缺口组合持久性能、650 $^{\circ}\text{C}$ 低周疲劳性能满足材料手册中的相关技术要求^[20]。

3 结 论

1) 采用氩气雾化制粉, 粉末粒度 $D_{V(90)}$ 小于 80 μm 的粉末直接热等静压制备的 FGH97 材料, 经固溶和三级时效处理后, 显微组织中未发现网状 PPB, TIP 小于 0.08%, 晶粒度为 ASTM 8~9 级, 晶内 γ' 多数为正方形, 尺寸约 200 nm。晶界 γ' 为 1.5~2 μm 的长方形, 未见粗大的 γ' 相及粗大碳化物, γ' 相体积分率约为 60%。

2) 试样室温抗拉强度均值 1561 MPa, 屈服强度均值 1076 MPa, 断后延伸率均值 28%, 断面收缩率均值 26%。650 $^{\circ}\text{C}$ 抗拉强度均值 1333 MPa, 屈服强度均值 1023 MPa, 断后延伸率均值 32%, 断面收缩率均值 29%。750 $^{\circ}\text{C}$ 抗拉强度均值 1186 MPa, 屈服强度均值 986 MPa, 断后延伸率均值 23%, 断面收缩率均值 21%。室温、650、750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸性能均满足 FGH97 材料的技术要求。

3) 650 $^{\circ}\text{C}$ /980 MPa 低周疲劳测试寿命远超过国内文献数据和高温合金手册技术要求, 均值达到 19 万周次, 标准差 2.9 万。疲劳断口裂纹源分析显示夹杂物尺寸 < 100 μm , 主要为熔渣型夹杂物, 未见 PPB 引发的疲劳源。

4) 光滑-缺口组合试样 650 $^{\circ}\text{C}$ /980 MPa 持久寿命平均 449 h, 无缺口敏感性。持久断口裂纹起始部分为穿晶断裂模式, 未发现夹杂物、PPB 等缺陷, 呈明显的韧性断裂特征。

参考文献 References

- [1] Locq D, Caron P. *J Aerospace Lab*[J], 2011, 3: 1
- [2] Zhang Yiwen(张义文), Liu Jiantao(刘建涛). *Chinese Material Progress*(中国材料进展)[J], 2013, 32(1): 1
- [3] Sun Li(孙 黎), Shao Changxing(邵长星), Zeng Yingxue(曾莹雪). *China Science and Technology Information*(中国科技信息)[J], 2015(5): 205
- [4] Garibov G S, Grits N M, Vostrikov A V et al. *MATEC Web of Conferences*[J], 2014, 14: 17 001
- [5] Blackburn M J, Sprague R A. *Metals Technology*[J], 1977, 4(1): 388
- [6] Zou Jinwen(邹金文), Wang Wuxiang(汪武祥). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 244
- [7] Hardy M C, Zirbel B, Shen G et al. *Superalloys 2004*[C]. USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 83
- [8] Zhang Ying(张 莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张 娜) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(4): 444
- [9] Gao Zhengjiang(高正江), Zhang Guoqing(张国庆), Li Zhou(李 周) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(4): 665
- [10] Zhou Jingyi(周静怡), Liu Changkui(刘昌奎), Zhao Wenxia(赵文侠) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2017, 37(5): 83
- [11] Guo Weimin(国为民), Zhao Minghan(赵明汉), Dong Jianxin(董建新) et al. *Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(18): 38
- [12] Zhang Ying(张 莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张 娜) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(6): 5
- [13] Shulga A V, Ofitserov A A, Kuzmicheva L G. *European Congress and Exhibition on Powder Metallurgy. European PM Conference Proceedings*[C]. Shrewsbury: The European Powder Metallurgy Association, 2004: 1
- [14] Radavich J, Furrer D. *Superalloys 2004*[C]. USA: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 381
- [15] Qin Zijun(秦子珺), Liu Chenze(刘琛仄), Wang Zi(王 子) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2016, 26(1): 50
- [16] Kuo Y L, Kakehi K. *Materials Transactions*[J], 2017, 58(7): 1042
- [17] Ingesten N G, Warren R, Winberg L. *High Temperature Alloys for Gas Turbines*[M]. Dordrecht: Springer, 1982: 1013
- [18] Liu Jiantao(刘建涛), Zhang Yiwen(张义文), Tao Yu(陶 宇) et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(7): 107
- [19] Liu Junbin(刘君滨). *China New Technology and New Products*(中国新技术新产品)[J], 2016(5): 72
- [20] China Metal Society High Temperature Alloy Branch(中国金属学会高温合金分会). *China High Temperature Alloy Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: China Quality Standard Press, 2012: 645

Microstructure and Properties of Argon Atomization FGH97 P/M Superalloy

Yang Jinlong^{1,2}, Zhu Xiaomin², Tan Jianjun², Xiong Jiangying²

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co. Ltd, Shenzhen 518000, China)

Abstract: The microstructure, inclusions, prior particle boundary, thermally induced porosity, defects and the tensile properties, stress rupture life, low cycle fatigue of large size disk for a P/M superalloy FGH97, which was made by argon atomization (AA)+hot isostatic pressing (HIP) process, were investigated. The results reveal that the grain size of FGH97 material prepared by AA+HIP+heat treatment is ASTM 8~9. No continuous network PPB is found, and there is a very small amount of TIP. The size of mostly square γ' is about 200 nm, and grain boundary γ' is 1.5~2 μm . No coarse γ' phase and coarse carbides are observed. The average stress rupture time of 650 °C/980 MPa is 449 h. The maximum low cycle fatigue life is 258 909 cycles at 650 °C, and the average cycle reaches 190 014 cycles. The room temperature, 650, 750 °C tensile properties, stress rupture performance at 650 °C/980 MPa and the fracture life of low cycle fatigue at 650 °C meet the FGH97 alloy technical requirements.

Key words: FGH97 P/M superalloy; argon atomization; hot isostatic pressure; microstructure; properties

Corresponding author: Yang Jinlong, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-755-82799717, E-mail: yangjinlong0419@163.com