

热等静压 FGH95 粉末涡轮盘

As-HIP FGH95 Powder Metallurgy Superalloy Turbine Disks

汪武祥, 毛健, 呼和, 龚章汉, 杨万宏, 邹金文

(北京航空材料研究院, 北京 100095)

WANG Wu-xiang, MAO Jian, HU He,

GONG Zhang-han, YANG Wan-hong, ZOU Jin-wen

(Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

[摘要] 采用氩气雾化和等离子旋转电极雾化两种制粉工艺制备的 FGH95 粉末和双韧化(颗粒界面韧化+热处理强韧化)热等静压近尺寸成形盘件制备工艺, 制备了 FGH95 粉末涡轮盘。性能达到国外同类合金的 A 级水平并装机通过了发动机的盘件结构试验与试车。

[关键词] FGH95; 粉末冶金; 热等静压; 涡轮盘

[中图分类号] TG 146.1+5 [文献标识码] A [文章编号] 1001-4381 (1999) 12-0039-05

Abstract: FGH95 powder metallurgy superalloy and the fabrication of turbine disks have been developed by as-HIP. Argon atomized (AA) powder or plasma rotating electrode processed (PREP) powder has been toughened by particles boundary toughening and heat treatments, and consolidated to near net shape to produce turbine disks for an aircraft engine. The disks have been successfully passed the ground testings.

Key words: FGH95; powder metallurgy; HIP; turbin disk

作为高性能发动机关键部件之一的涡轮盘材料及其制造技术始终受到国内外航空工程界的特别关注。随着合金化程度的提高, 合金的宏观组织偏析愈加严重, 工艺性能恶化, 传统工艺制造的高温合金在高推比发动机上的应用受到制约。粉末高温合金具有组织均匀、晶粒细小、屈服强度高、疲劳性能好等优点, 已得到广泛应用。近三十年来已从第一代粉末高温合金发展到了第二代损伤容限粉末高温合金。

FGH95 粉末高温合金是一种高合金化的 γ 沉淀强化型镍基高温合金, γ 体积含量达到 45% ~ 55%。其屈服强度比 GH169 高 30%, 在相同应力下使用温度可提高 110℃, 是当今 650℃ 使用温度下强度最高的合金。该合金盘件的制造工艺路线主要有三种: 直接热等静压; 挤压+超塑性锻造; 热等静压+等温锻造。已成功地研制了 FGH95 粉末涡轮盘, 装有 DD3 单晶叶片的这种盘(图 1) 已在国内型号发动机首次选用。本文简要介绍 FGH95 粉末盘的研制及其应用情况。



图 1 FGH95 粉末涡轮盘与 DD3 单晶叶片

Fig.1 FGH P/M superalloy turbine disk with DD3 single crystal blades

1 工艺路线与关键技术

[收稿日期] 1999-01-08

1.1 工艺路线

采用氩气雾化（AA）和等离子旋转电极雾化（PREP）两种制粉工艺制备的 FGH95 粉末+ 双韧化(颗粒界面韧化+ 热处理强韧化) 热等静压近尺寸成形盘件制备工艺路线如图 2。

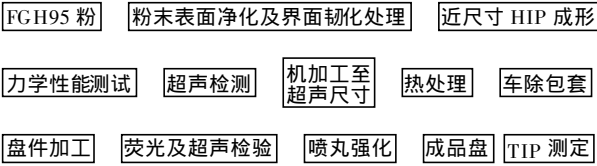


图 2 盘件制备工艺路线

Fig.2 The process of FGH95 P/M superalloy turbine disks

1.1.1 预合金化快速凝固技术

采用氩气雾化和等离子旋转电极制备的 FGH95 成分如表 1，快速凝固预合金化粉末粒度细小，微观偏析局限在单个粉末颗粒内，可有效消除合金的宏观偏析。

表 1 FGH95 粉末高温合金成分（wt %）

Table 1 The composition of FGH95 P/M superalloy（wt %）

合金元素	W	Cr	Co	M o	Nb
技术标准 (Q / 6S)	3.3 ~ 3.7	12 ~ 14	7.0 ~ 9.0	3.3 ~ 3.7	3.3 ~ 3.7
合金元素	Ti	Zr	M n	Fe	Al
技术标准 (Q / 6S)	2.3 ~ 2.7	0.03 ~ 0.07	0.015	0.5	3.3 ~ 3.7
合金元素	B	S	P	Si	T a
技术标准 (Q / 6S)	0.006 ~ 0.015	0.015	0.015	0.20	0.20
合金元素	C	H	O	N	Ni
技术标准 (Q / 6S)	0.04 ~ 0.09	0.001	0.015	0.005	余

表 2 FGH95 的 da/dN 数据及与其它合金的比较

Table 2 The comparison of da/dN properties of FGH95 and other superalloy

合金牌号	试验温度 /	$\Delta K / \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$			
		30	40	50	60
FGH95 (PREP95 盘)	550	1.921×10^{-4}	5.171×10^{-4}	1.115×10^{-3}	2.088×10^{-3}
FGH95 (AA 95 盘)	550	3.268×10^{-4}	1.001×10^{-3}	2.379×10^{-3}	4.831×10^{-3}
	650	6.412×10^{-4}	1.441×10^{-3}	2.702×10^{-3}	4.515×10^{-3}
GH4169	550	1.894×10^{-4}	4.072×10^{-4}	7.372×10^{-4}	1.197×10^{-3}
	650	6.402×10^{-4}	1.313×10^{-3}	2.292×10^{-3}	3.614×10^{-3}
Rene 95	540	1.2×10^{-3}	2.5×10^{-3}	3.95×10^{-3}	8.5×10^{-3}

1.1.2 热等静压近尺寸成形

粉末盘直接热等静压制造技术是用热等静压工艺将预合金化的高温合金粉末直接近尺寸成形成盘件,不需要大型挤压、锻造设备,工序简化。同时采用热等静压过程计算机模拟技术可实现盘轴一体化等复杂盘形的近尺寸成形,毛坯净化。直接热等静压粉末涡轮盘制造成本明显低于变形粉末涡轮盘件。

1.1.3 组织均匀、各向同性

预合金化粉末在盘形包套中全方位、高温高压致密化成形,涡轮盘各部位组织均匀、晶粒细小、无宏观偏析,盘件各部位性能无各向异性。

1.1.4 综合性能优越

FGH95 合金是当今 650 使用温度下强度最高、疲劳性能最好的合金,与 GH4169 合金相比,650 屈服强度可提高 20%;持久强度可提高 200MPa 以上;在 550 总应变为 0.9% 时低周疲劳寿命上高一个数量级。由于采用双韧化处理技术,FGH95 粉末盘裂纹扩展速率明显低于美国 Rene 95 合金(见表 2)(屈服强度水平相当),在 $\Delta K = 30 \text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 时与 GH4169 相当。

1.2 关键技术

1.2.1 粉末表面净化和表面改性及颗粒界面韧化

热诱导孔(TIP)和原始颗粒边界析出(PPB)是两种危害粉末盘冶金质量与力学性能的主要缺陷。原始颗粒边界碳化物析出将严重阻碍颗粒之间的扩散与连接而形成弱界面,成为裂纹优先形成源区和扩展通道。国外主要采用变形工艺加以消除。

本项目研究中采用粉末表面净化、粉末表面改性及颗粒界面韧化技术消除这些缺陷。研究结果表明,采用固体颗粒表面在真空温度场下解吸、脱附的机理,粉末

经过真空热动态除气处理使其表面吸附的气体充分解吸,有效地减缓了原始颗粒边界析出(如图3)^[1]与热诱导孔洞(TIP)缺陷。

粉末表面改性是利用粉末自由表面易于扩散的特点,通过热等静压(HIP)前的粉末预处理(PHT),使粉末表面析出相的特征参数 λ/ρ (λ -析出相间距, ρ -析出相直径)明显增大(图4)^[2],稳定性增强,从而保证HIP时颗粒界面的充分扩散,HIP后合金的颗粒界面得到韧化。结果表明,经合金颗粒界面韧化处理,合金的塑性和持久性能提高近一倍(见图5,6)^[2],并使合金的断裂行为由沿颗粒断裂转变为穿颗粒断裂。本项目

首次在国内外实现了粉末预处理在盘件制造中的实际应用,解决了国外只有通过变形才能消除的原始颗粒边界析出缺陷这一难题。

1.2.2 热等静压致密化过程计算机模拟及包套制备

为实现轴盘一体化涡轮盘的热等静压近尺寸成形,应用有限元模拟技术研制了FGH95粉末HIP致密化过程分析软件,软件的模拟计算精度达1%,达到国际先进水平,实现了复杂形状包套近尺寸成形的高精度设计和盘件的近尺寸成形;该软件还能针对盘件大中心孔在热等静压过程中的扩张或收缩、包套焊缝的设计以及包套壁厚选择等问题进行可靠的预测(图7)。采用橡皮

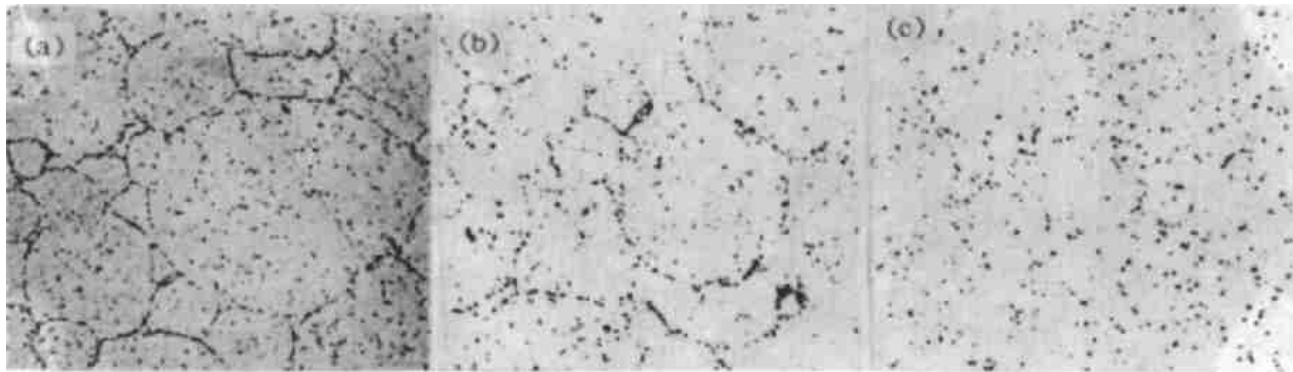


图3 不同温度除气净化后的PPB析出

(a) 未脱气; (b) 室温脱气; (c) 高温脱气

Fig.3 Morphology and distribution of PPB precipitation of compacts

(a) without degas; (b) degas at RT; (c) degas at HT

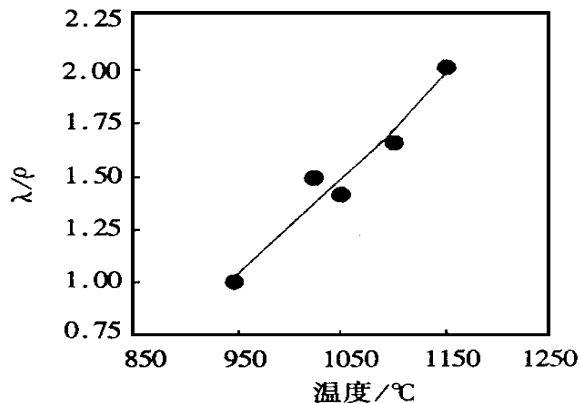


图4 PPB特征参数随PHT温度的变化

Fig.4 The statistical results of λ/ρ of PPB

囊液压技术,成功地制备了复杂形状的包套,保证了盘件近尺寸成形的效果和质量。

1.2.3 粉面高度探测技术

由于粉末在除气、装入包套的整个过程中应保证全过程密闭,对粉末在包套内部的装填高度的准确探测直接关系到包套封焊质量和最终零件的密度和尺寸精度。

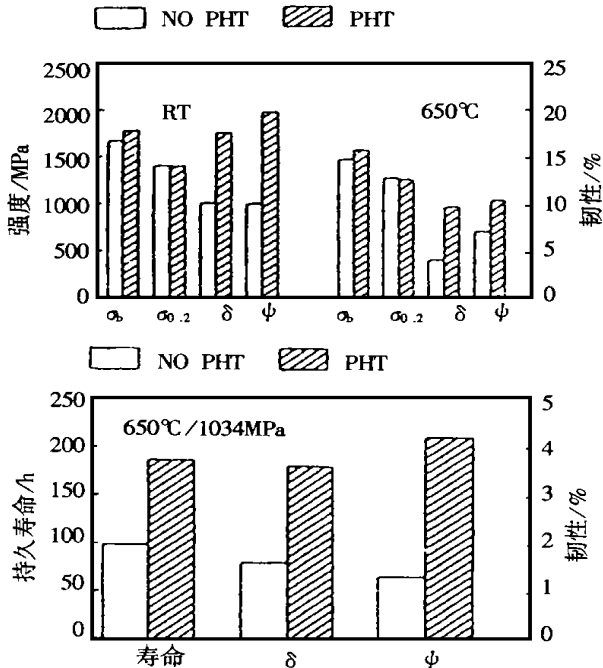


图5 PHT对AA95粉末合金性能的影响

Fig.5 Effect of PHT on the properties of AA 95 superalloy

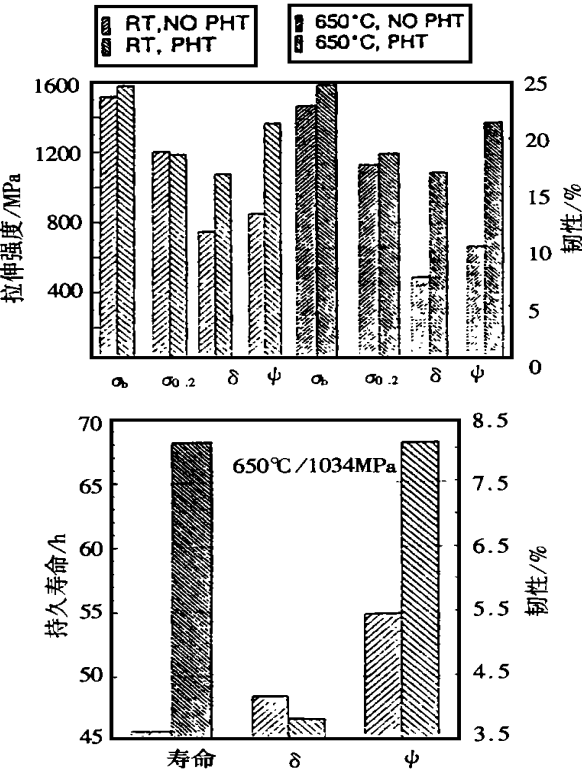


图 6 PHT 对 PREP95 粉末合金性能的影响
Fig.6 Effect of PHT on the properties of PREP95 superalloy

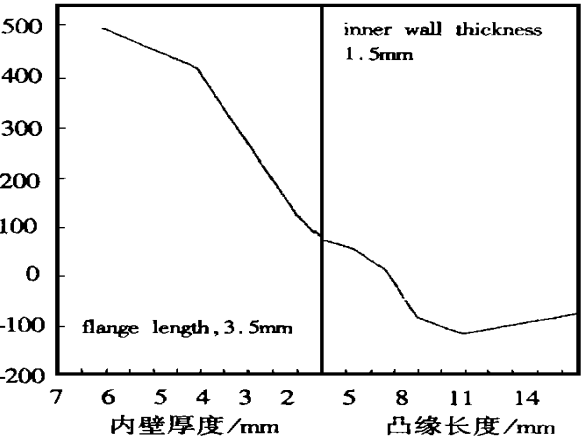


图 7 导流盘包套封焊处热等静压的受力分析
Fig.7 Stress at the welding joint of guide disk during HIP

为解决包套内部粉面高度探测问题,成功研制了内测型粉面高度探测仪,探测准确度可达 100%。突破了采用射线或电子束真空焊接才能实现的难题。

1.2.4 盘件优化热处理及计算机模拟技术

热处理是保证盘件最终性能的关键工艺。由于粉末高温合金性能与淬裂性对冷速非常敏感,热处理既要保

证得到良好的综合性能,又要保证盘件的淬火完整性。研究了各种淬火介质的冷却特性、工艺-组织-性能的关系(如图 8),发展了颗粒界面韧化技术+控制冷速的强韧化热处理技术,既保证了淬火完整性,又使 FGH95 粉末盘件抗裂纹扩展性能明显改善。同时,发展了热处理过程的计算机模拟技术,可预测在一定工艺条件下盘件内部性能分布,突破了传统的涡轮盘热处理研究模式,实现了工艺-组织-性能的可预测性和可追踪性。

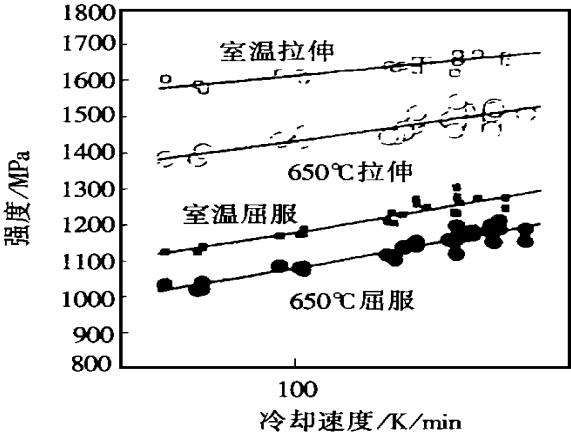


图 8 淬火冷速对 FGH95 合金拉伸强度的影响
Fig.8 Effect of cooling rate on the UTS and YS of FGH95 superalloy

1.2.5 喷丸强化技术

盘件表面完整性的改善对提高疲劳性能至关重要。开展了粉末高温合金盘件的喷丸强化技术研究,提出了直接热等静压 FGH95 的喷丸强化工艺。通过在表面上引入残余应力场阻止疲劳裂纹萌生及短裂纹扩展,减少或消除表面上及近表面层内的热诱导孔洞,提高表层材料的致密度,细化表层材料的亚晶粒尺寸,可使材料的疲劳寿命提高一倍,缺口疲劳极限提高 25% 以上,缺口敏感度降低 50% 以上,保证了盘件表面完整性。

1.2.6 盘件的超声无损检测技术与质量监控

缺陷是盘件研制过程中质量控制最重要的一环。建立了水淘选夹杂检测系统和夹杂图象分析系统,实现了对原材料质量的有效监控。并在国内首次自行研制成功了高精度粉末盘高频超声转盘式自动检测系统,建立了国内第一个粉末涡轮盘超声检测方法。氩气雾化 FGH95 粉末盘近表面缺陷的检测精度可以达到 50 μ m,首次将声速测量方法用于粉末盘致密性的检测,盘件致密性、均质性及缺陷的检测能力均达到较高水平。

2 研究与应用结果

FGH95 合金及盘件性能水平达到国外同类合金及

盘件的水平 (见表 3) 。经某机超转及额定转速状态下的强度计算表明, 应力储备明显优于国内目前综合性能最好的涡轮盘材料 GH4169。粉末盘的最小破裂转速为

73575r/ min, 最小破裂比 1.64。低循环寿命也能满足设计任务书的要求。本项目在 B752 高速超转和疲劳试验器上按国军标涡轴发动机通用规范, 成功地进行了高转

表 3 合金及盘件性能数据对比

Table 3 Comparison of properties of Rene 95 and FGH 95

	室 温 拉 伸				650 拉 伸				650 / 1034MPa		538 R= - 1
	σ_b / M P a	$\sigma_{0.2}$ / M P a	δ / %	ψ / %	σ_b / M P a	$\sigma_{0.2}$ / M P a	δ / %	ψ / %	t / h	δ / %	$\Delta\epsilon$ = 0.78%
Rene 95 A 级标准	1586	1241	10	12	1427	1151	8	10	> 50	> 3	> 6000
FGH95 合金	1728 ~ 1731	1331 ~ 1344	16.4 ~ 17. 0	15. 3 ~ 16. 0	1513 ~ 1534	1220~ 1228	10. 0 ~ 10. 8	13. 5 ~ 16. 1	96 ~ 126	3. 6 ~ 5. 2	> 40000
Rene 95 同类发动机 实测值	1558 ~ 1654	1234	11 ~ 17	15 ~ 19	1468 ~ 1510	1082~ 1144	14	17			
FGH95 某机盘 实测值	1637 ~ 1680	1250 ~ 1331	17. 4 ~ 20. 0	24. 4 ~ 29. 3	1569 ~ 1651	1134 ~ 1220	10. 4 ~ 20. 7	15. 3 ~ 20. 7	73 ~ 186	4. 8 ~ 6. 8	> 100000

速、高负荷、复杂结构粉末盘件的超转 (115%) 、低循环疲劳 (9000r/ min ~ 45000r/ min) 及振动模态试验, 试验后盘件经过荧光无损检测未发现异常。装有粉末涡轮盘的发动机试车性能达到了设计指标, 通过了国家评审。

[作者简介] 汪武祥 (1941-) , 男, 高级工程师, 长期从事粉末高温合金和粉末材料的研究工作。联系地址: 北京 81 信箱 15 分箱 100095

(上接第 27 页)

未缩颈区转移; 由于缩颈的发展受到阻碍, 从而延缓了断裂的发生; 而热变形材料的 m 值比双态材料的高, 因而强化效果更好。正是以上几个方面的原因, 使得热变形态组织表现出更高的塑性。直接采用热变形态组织进行超塑性变形既省去了一道热处理工序, 又能获得更大的变形率, 这无疑对 TiAl 基合金的工业化生产具有十分重要的意义。

4 结论

- (1) TiAl 基合金经包套锻复合热机械处理细化晶粒后, 在高温拉伸过程中表现出良好的超塑性。
- (2) 原始显微组织对 TiAl 基合金的超塑性有很大影响。其中非平衡态组织在 1075 和 $8 \times 10^{-5} s^{-1}$ 应变速率条件下延伸率达到 517%, 而同等条件下平衡态组织仅能获得 333% 的延伸率。
- (3) 非平衡态热变形组织中保留了较高的位错密

度, 在超塑性变形过程中容易形成位错网络, 由此产生的应变硬化效应有助于缩颈的转移; 并且其晶粒较细, m 值较高, 因而表现出更好的超塑性。

参考文献

[1] Kim Y. W. JOM, 1994 (7): 30.
[2] 贺跃辉等. 矿冶工程, 1993, (13) 4: 60.
[3] Cheng S. C. et al. Metal. Trans. A, 1992, 23A: 1509.
[4] Lee W. B. et al. Scripta Metal. Mater., 1993, 23: 1403.
[5] Koeppe C. et al. Mater. Sci. Eng., 1995, A 201: 182.
[6] 黄伯云等. 金属学报, 1998, 34 (11): 1173.
[7] 贺跃辉等. 中南工业大学学报, 1997, 28 (4): 355.
[8] 黄伯云等. 中国有色金属学报, 1996, 6 (2): 52 ~ 55.

[作者简介] 邓忠勇 (1970-) , 男, 硕士, 讲师, 从事 TiAl 基合金成形技术方面的研究。联系地址: 湖南长沙中南工业大学粉冶所 (410083) 。电话: (0731) 8877391