DOI: 10.3901/JME.2013.18.038

FGH95 镍基粉末高温合金的研究和展望*

国为民¹ 赵明汉¹ 董建新² 曾强¹ 张龙飞¹ 燕平¹

(1. 钢铁研究总院高温材料研究所 北京 100081;
2. 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083)

摘要: 粉末高温合金由于自身特有的组织和性能特点成为先进航空发动机涡轮盘和涡轮挡环的优选材料。总结我国 20 世纪 80 年代初开始研制的第一代镍基粉末高温合金 FGH95 在制粉工艺、粉处理工艺、成形工艺和热处理工艺等方面的研究工作。着重介绍 FGH95 合金生产中所采用的等离子旋转电极制粉工艺(Plasma rotating electrode process, PREP), 筛分和静电分离去除夹杂工艺, 直接热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)和热等静压+包套锻造(HIP+Forging)成形工艺, 以及固溶+盐淬热处理工艺。展望氩气雾化制粉(Argon atomization, AA)和直接热等静压成形在 FGH95 合金低成本制造上的发展优势和高固溶缓冷热处理工艺对提高合金抗疲劳裂纹扩展能力的影响, 提出下一步的研究方向。

关键词: FGH95 镍基粉末高温合金 制备工艺 组织性能

中图分类号: TF124

Research and Development in FGH95 P/M Nickel Based Superalloy

GUO Weimin¹ ZHAO Minghan¹ DONG Jianxin² ZENG Qiang¹
ZHANG Longfei¹ YAN Ping¹

(1. High Temperature Material Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081;
2. School of Material Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

Abstract: Powder metallurgy(P/M) superalloys are selected as turbine disks and turbine ring materials for advanced aero engine applications due to their specific microstructure and high temperature properties. The research on sieve processing, powder treatment processing, case forging processing and heat treatment processing of FGH95 first generation PM superalloy in China during the early stage of 1980s is reviewed. Various fabrication processes, including plasma rotating electrode process(PREP), sieving, static electricity separating, hot isostatic pressing(HIP) and case forging, solution and salt bath etc, are emphasized. It is also introduced the developing advantages of FGH95 alloy produced using argon atomization(AA) and HIP forging processing, which is low-cost and improvement in the crack propagation resistance due to high temperature solution and slow cooling processing. The future investigation is also discussed.

Key words: FGH95 P/M Ni-base superalloy Fabrication processing Microstructure and property

0 前言

镍基高温合金具有很好的高温性能, 在燃气涡轮发动机的涡轮部分得到了广泛应用。20 世纪 60 年代末, 出现了用粉末冶金方法生产高温合金结构件的新技术, 由于粉末高温合金有减少偏析、更有效的合金化、改善材料的力学性能和降低加工成本

等优点, 因此, 30 多年来得到了迅速发展^[1-3]。国外一些较成熟的粉末高温合金如美国的 IN100, Rene95, Rene88DT 等已成为 GE37, F404, CFM56, EJ200 和 PW5000 等先进军民航空发动机涡轮盘、轴等关键部件的最佳制造材料, 俄罗斯的 ЭП741НП, ЭП962П 等也是米格 29, 米格 31, 伊尔 96, 伊尔 114 等飞机发动机涡轮盘的制造材料, 其中美国 GE 公司的 Rene 95 合金是在 650 °C 使用条件下强度水平最高的粉末高温合金, 表 1 是 Rene 95 与其他合金的性能对比结果^[4]。

* 国家自然科学基金资助项目(50974044)。20130415 收到初稿, 20130716 收到修改稿

表 1 涡轮盘件用高温合金 650 °C 抗拉强度和屈服强度

合金	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa
热等静压 Rene95	1 550	1 200
In-100	1 350	1 000
热等静压 Astroloy	1 253	913
Waspoly	1 100	850
In-718	1 105	1 000
DA718	1 216	1 050

FGH95 是我国 20 世纪 80 年代初开始定型研制的第一个粉末高温合金, 是一种高合金化 γ' 相沉淀强化型镍基合金, 其成分类似于美国 GE 公司的 Rene95 合金, 其 γ' 体积分数为 50%~55%, γ' 形成元素质量分数为 12.8%, 在 650 °C 下具有较好的强度水平, 可用来制造高推比新型发动机的高、低压涡轮盘, 压气机盘, 涡轮挡环等高温结构件。

1 FGH95 合金粉末的研究

1.1 制粉工艺的研究

通常可采用氩气雾化和等离子旋转电极两种雾化方法制备 FGH95 合金粉末, 其化学成分分析和测试的结果列于表 2 中(测量值区间)。氩气雾化制粉(Argon atomization, AA)工艺是采用真空感应熔炼母合金, 然后真空感应重熔, 并在氩雾化制粉设备上制粉。而等离子旋转电极制粉(Plasma rotating electrode process, PREP)工艺是真空感应熔炼, 浇注母合金棒, 然后在等离子旋转电极设备上雾化制粉。通常氩气雾化粉末基本呈球形, 有成堆和块状黏结, 同时存在空心粉。等离子旋转电极雾化粉末呈球形, 表面光洁, 无粘粉现象。两种制粉方法雾化制粉原理如图 1 所示, 在制粉过程中等离子弧将高速旋转的棒料端面熔化, 在离心力的作用下, 熔化的液态金属薄膜流向棒料端面的边缘, 由于表面张力的作用, 液膜并不能立即从棒料端面甩出去, 而是在端面形成了“冠”, 金属熔体沿螺旋曲线不断地进入“冠”中, 最后形成了“露头”, 当“露头”中金属的质量增加到其离心力超过表面张力时, “露头”便从“冠”中飞射出去, 形成了小液滴。在惰性气体中液滴以很高的速度冷却, 凝固成球形粉末颗粒^[3]。分析受力, 可得到液滴形成的极限条件, 即 $m\omega^2 D/2 \geq \sigma\pi d_1$, 式中, m 为液滴的质量, D 为棒料的直径, ω 为棒料旋转的角速度, d_1 为液滴的直径, σ 为金属熔滴表面张力。对于镍基高温合金, 取 $\sigma = 1\,778 \text{ dyn/cm}$, 粉末合金的平均密度 $\rho = 7.77 \text{ g/cm}^3$ 代入关系式中可得出等离子旋转电极雾化制粉的粉末尺寸理论值(直径 d)表达式

$$d = \frac{1.42 \times 10^7}{n} \frac{1}{\sqrt{D}}$$

式中, n 为电极棒转速。

表 2 FGH95 合金的化学成分(质量分数) %

元素	测试值	元素	测试值
Al	3.40~3.50	Mn	<0.10
W	3.35~3.45	Zr	0.04~0.07
Nb	3.30~3.50	Ta	<0.05
Mo	3.30~3.48	Si	0.050~0.110
Ti	2.50~2.55	P	<0.010
Cr	12.85~13.07	S	0.002~0.003
Fe	0.10~0.37	C	0.045~0.067
Co	7.95~8.02	O	<0.005
B	0.011~0.014	Ni	余量

(a) PREP 制粉工艺

(b) AA 制粉工艺

图 1 FGH95 合金雾化制粉原理图

实际上, 粉末颗粒的尺寸大小受棒料的振动等的影响, 在理论值附近波动。由粉末粒度的理论表达式可知, 对于已知成分的合金其雾化粉末粒度与电极棒直径和转速有直接关系。自 20 世纪 80 年代开始, 各国学者为了解决合金粉末中的非金属夹杂对合金组织和性能影响的问题, 开始降低所使用粉末的粒度, 如使用粒度小于 100 μm 、小于 75 μm 和小于 50 μm 等粉末, 所使用粉末的粒度越小, 则非

金属夹杂的尺寸也越小, 其对合金性能的影响就越低。对于氩气雾化制粉, 由于自身制粉特点决定获得细粉相对容易, 目前最先进的氩气雾化制粉工艺可保证粒度小于 $50\ \mu\text{m}$ 细粉收得率达到 80% 以上。而等离子旋转电极制粉工艺由于受到电极棒转速提高所导致的噪声和振动等无法解决的问题限制, 目前粒度小于 $100\ \mu\text{m}$ 粉末的收得率最高可达到 60%。图 2 是试验所得的两种制粉方法粉末的粒度分布情况^[5-6]。

图 2 氩气雾化和等离子旋转电极雾化 FGH95 粉末的粒度分布

分析 PREP 和 AA 两种制粉工艺, 由于前者需要母合金棒料的真空熔炼和浇注、需要对棒料进行表面和尺寸的精加工、雾化过程中还有 8% 左右的棒料头剩余, 因此工艺成本高, 同时设备相对复杂, 这些都将会导致合金粉末成本提高。AA 制粉相比之下工艺成本低, 细粉收得率高, 但粉末的氧、氮气体体积分数偏高, 易形成耐火材料和陶瓷等非金属夹杂, 同时粉末的球形度差、空心率高, 正是由于这些问题的存在, 我国目前 FGH95 合金粉末的主导制粉工艺是 PREP 工艺, 如果能够克服 AA 法制粉工艺的上述缺点, 采用 AA 法雾化制备 FGH95 合金粉末还是应大力推荐的。

1.2 粉末的组织、形貌及质量

PREP 和 AA 粉末的化学成分范围大都在表 2 所测试的范围内, 主要区别在 AA 粉末的 C、O、N 质量分数偏高, 这将会导致在随后热等静压实成形时易形成原始粉末颗粒边界(Previous particle boundary, PPB)等缺陷。FGH95 合金的两种形式粉末组织和形貌上存在一定的区别, AA 粉末基本呈球形, 但粉末有成堆和块状黏结, PREP 粉末球形度好, 表面光亮洁净, 粉黏结少, 如图 3 所示, 两种雾化制粉方法都属于金属液滴快速凝固成粉末, 因此粉末颗粒的内部和表面都呈铸态的枝晶组织,

只是冷却速度高, 枝晶间距小, 由于粉末中的枝晶间距大都在 $5\ \mu\text{m}$ 以下, 不会对合金的组织均匀性产生影响, 这也正是粉末高温合金的优点之一。

(a) AA 制粉工艺(低倍)

(b) AA 制粉工艺(高倍)

(c) PREP 制粉工艺(低倍)

(d) PREP 制粉工艺(高倍)

图 3 FGH95 合金粉末的形貌和组织

用萃取的方法分析粉末颗粒内部的析出相表明, 主要的析出相是 MC 型碳化物, 随着粉末颗粒

尺寸(凝固速度)的不同,碳化物的形状可能呈堆积状、枝晶态和蜘蛛网状等,其大小(小于 $0.5\ \mu\text{m}$)不会对合金的凝固组织产生影响,只是在热等静压成形过程中碳化物在粉末颗粒边界的偏聚形成原始粉末颗粒边界 PPB 才会影响合金的力学性能。

空心粉问题是粉末质量的一个重要问题,因为在压实成形过程中会形成不能完全压合的孔洞,在随后的热处理过程中就会形成热诱导孔洞,影响合金的性能。研究表明 AA 工艺 FGH95 粉末的空心率较高,其形成原因主要有雾化介质气体的机械裹入、气体的溶解析出及粉末颗粒的包覆等^[7],只有当粉末粒度小于 $20\ \mu\text{m}$ 时空心粉末几乎可以忽略不计,要真正消除 AA 粉空心所形成的热诱导空洞对性能的影响,必须采用热挤压工艺来破碎封闭的气体孔洞。而 PREP 雾化粉末的空心率很低,研究表明,其主要与电极棒转速有直接关系,电极棒转速提高,空心粉尺寸变小,数量增加。正是由于 PREP 粉末空心率小、圆整度好、气体体积分数低,因此其更适用于直接热等静压成形。

1.3 粉末的处理工艺

由于镍基粉末高温合金主要用于制造航空发动机关键部件等,因此对粉末的质量要求非常高。FGH95 合金粉末的高质量保证主要通过粉末处理工艺来实现,包括粉末粒度筛分、静电分离去除非金属夹杂、粉末加热真空脱气等。其中非金属夹杂的去除尤为重要,直接影响到合金坯件是否符合质量检测的要求、性能能否达到标准。对于 FGH95 高温合金粉末,静电分离是去除非金属夹杂的主要手段。对于俄式的三级静电分离设备,12 000 V 的电晕电压、5 000 V 的清理电压、60 r/min 的沉淀极转速、100 kg/h 的处理速度是分离夹杂的优化参数组合,在此参数下首次静电分离夹杂率可达 75%。需要指出的是,目前的静电分离工艺不是去除 FGH95 非金属夹杂的最优化工艺,完全解决非金属夹杂问题还必须改善熔炼工艺、细化粉末粒度、采用大变形量(如热挤压等)成形工艺、预测夹杂物作用下合金疲劳寿命等。

2 成形工艺的研究

成形工艺是镍基粉末高温合金的主要冶金工艺之一,对粉末高温合金的组织 and 性能具有决定作用。对于 FGH95 粉末高温合金试验研究了直接热等静压(Hot isostatic pressing, HIP)、等温锻造(Isothermal forging, IF)、热等静压+包套锻造(Hot isostatic pressing+Forging, HIP+F)和热挤压(Hot

extrusion, HE)等几种成形工艺合金的组织 and 性能,图 4 显示了 FGH95 合金不同成形工艺的组织。

(a) 直接 HIP 成形

(b) (HIP+F)成形

(c) 等温锻造

图 4 不同成形工艺 FGH95 合金的组织

研究表明,粉末经热等静压成形后,大部分颗粒仍保持着雾化粉末的枝晶组织,没有明显的塑性变形,晶粒度在 ASTM8 级以下,残余枝晶面积最高可达 45%,大 γ' 相沿原始颗粒边界和晶界析出,方形和细小球形 γ' 相分布在晶内,另外少量的碳化物主要分布在原始颗粒边界和晶界上。热等静压后再加锻造成形,大多数粉末颗粒发生形变再结晶,随着变形量的增加,残余枝晶数量减少,一般残余枝晶面积在 10% 以下。锻造后 FGH95 合金的晶粒度可达 ASTM9 级以上,最高可达 ASTM12 级,析出相 γ' 和碳化物的分布与直接 HIP 合金相似。等温锻造成形时,由于应变速率低,温度恒定,因此组织更加均匀,甚至可产生超塑性变形,晶粒更加细小,在高于 γ' 固溶线温度($1\ 160\ ^\circ\text{C}$)HIP 后锻造,其组织为未再结晶的温加工晶粒围绕着再结晶的项链

状细晶粒,如图 4c 所示,这是粉末高温合金非常希望得到的组织结构。因此 FGH95 合金的等温锻造工艺应是一个重要的研究方向。FGH95 合金热挤压成形时,由于粉末颗粒受到强烈剪切变形,形成完全再结晶的等轴晶细晶组织,枝晶和原始粉末颗粒边界已完全不存在。晶粒度可达 ASTM12 级以上,晶粒尺寸与挤压比和挤压温度有关,与原始粉末颗粒尺寸关系不大。挤压比越大(通常可达 12:1),晶粒尺寸越小,挤压温度低于 γ' 相固溶线温度时,晶粒长大受 γ' 相阻碍,得到细小的晶粒组织^[8]。

研究不同成形工艺 FGH95 合金的力学性能表明,热挤压合金综合性能最好,其抗拉强度和塑性均高于其他几种成形工艺。尤其是 650 °C 持久强度提高更为明显。热等静压+锻造的合金,其室温和 650 °C 抗拉强度及塑性也较直接热等静压合金有提高。分析几种不同成形工艺的优缺点可知,挤压和等温锻成形工艺可以使 FGH95 合金获得良好的综合力学性能,但挤压的形状可变性小,不能直接生产锻坯形状成品,等温锻造对模具材料要求高,两种成形工艺的设备复杂、成本高。直接 HIP FGH95 合金组织上存在大量残余枝晶和原始粉末颗粒边界,晶粒度受原始粉末颗粒尺寸影响较大,力学性能,尤其是低周疲劳性能相比较低,但工艺自身简单、成本低,产品形状可变性大。表 3 是不同工艺

参数下,热等静压 FGH95 合金的力学性能,结果表明,随着热等静压温度的升高,抗拉强度、屈服强度极限值降低、持久强度变化无规律,比如 1 120 °C HIP 时,其拉伸和屈服强度及塑性要好于 1 140 °C,但持久性能相比之下要低。从综合性能来看 1 160 °C 的 HIP 温度对获得 FGH95 合金良好的性能是有利的。1 120 °C 相同温度下,采用 120 MPa 和 150 MPa 的不同压力结果导致前者合金的塑性和持久性能差,出现缺口敏感性。这主要是因为不足的热等静压压力,导致粉末颗粒的塑性变形不充分,因而残余枝晶数量较大,压后密实度不够,这表明,FGH95 合金的 HIP 工艺符合粉末高温合金的高压力有利于提高强度极限值和持久性能的 HIP 成形规律。笔者采用直接 HIP 成形工艺已成功研制了 FGH95 合金的涡轮挡板制件。同时由于目前还不具备大型等温锻造和热挤压设备,因此研制大尺寸涡轮盘件采用热等静压加包套锻造成形。图 5 是目前主要研制的两种 FGH95 合金制件的成形工艺示意图。从粉末高温合金发展近 30 多年的历史来看,高成本一直是阻碍其广泛应用的主要问题之一,而采用低成本的成形工艺(如直接热等静压)可以大幅度降低成本,因此 FGH95 合金的直接 HIP 成形工艺将是今后研究的一个重点^[9-10]。

表 3 热等静压 FGH95 合金的性能

热等静压工艺	室温拉伸性能				650 °C 拉伸性能				持久性能, 650 °C, 1 034 MPa			
	抗拉强度	屈服强度	伸长率	断面收缩率	抗拉强度	屈服强度	伸长率	断面收缩率	光滑持久			缺口持久
	/MPa	/MPa	(%)	(%)	/MPa	/MPa	(%)	(%)	持久寿命/h	伸长率(%)	断面收缩率(%)	$r=0.2\text{ mm}$ 持久寿命/h
A ^①	1 645	1 296	11.3	14.6	1 472	1 136	7.0	9.0	181.17	3.6	3.56	7.17
	1 579	1 314	8.0	11.7	1 410	1 139	5.2	10.7	179.00	2.64	2.79	0.58
B ^②	1 623	1 329	10.6	11.2	1 583	1 243	7.0	10.5	306.55	1.20	4.15	>306.58
	1 644	1 319	12.4	12.7	1 576	1 243	8.0	9.7	298.00	1.60	3.96	>298.00
C ^③	1 642	1 347	9.6	11.6	1 552	1 238	7.0	10.5	422.50	2.0	6.30	>422.50
	1 569	1 301	9.4	10.7	1 552	1 243	8.0	9.7	372.75	1.60	4.15	>372.75
D ^④	1 683	1 310	12.4	14.0	1 557	1 253	8.0	12.0	260.08	3.20	2.79	>260.08
	1 562	1 340	12.0	12.1	1 538	1 243	8.0	12.3	329.58	3.60	4.34	>329.55
E ^⑤	1 559	1 299	10.0	12.1	1 567	1 228	10.4	12.0	397.83	2.0	4.34	>397.83
	1 590	1 278	10.0	12.2	1 503	1 213	7.2	8.6	465.67	4.0	3.37	>465.67
标准(A)	1 590	1 240	10	12	1 430	1 150	8	10	>50	>3	—	缺口持久寿命>光滑持久寿命

注: ① A: 1 120 °C、120 MPa×3 h; ② B: 1 120 °C、150 MPa×3 h; ③ C: 1 140 °C、150 MPa×3 h; ④ D: 1 160 °C、150 MPa×3 h; ⑤ E: 1 180 °C、150 MPa×3 h。

图5 FGH95 合金涡轮盘和涡轮挡板成形工艺示意图

3 FGH95 合金的热处理工艺

3.1 FGH95 合金热处理工艺参数的优化

对于镍基粉末高温合金热处理工艺的合理性直接关系到最终材料的组织和性能, 主要体现为 γ' 相数量及尺寸分布以及晶粒组织的变化。热处理工艺参数主要包括固溶温度、保温时间、淬火介质和温度及时效制度等。其中时效制度主要是保证更多的细小 γ' 相析出, 同时使碳化物的分布更加合理, 组织更加稳定, 从而进一步提高性能。时效制度的两个主要参数是时效温度和时效的次数, 一般二次时效后, 细小 γ' 相数量将增加。对于 FGH95 粉末高温合金, 研究认为有几种时效制度较适宜。如: ① 870 °C/1 h 空冷+650 °C/24 h 空冷; ② 760 °C/16 h 空冷或 870 °C/1 h 空冷; ③ 650 °C/24 h 空冷等, 研究表明②、③两种时效制度可以改善晶界碳化物的形态和合理分布, 从而提高合金的持久性能, ①时效制度可以保证细小 γ' 相的充分析出, 而且碳化物的析出和分布更加稳定化, 因此其拉伸和屈服强度较好, 蠕变性能也得以改善, 持久性能可以满足要求, 所以对于 FGH95 合金时效制度通常采用具有二级时效的①制度。

对于镍基粉末高温合金的热处理工艺来说, 固溶处理是为了溶解基体内碳化物、 γ' 相等, 从而得到均匀的固溶体, 以便时效时均匀地析出 γ' 相, 另外通过固溶处理可以获得适宜的晶粒度, 以便提高合金的强度或高温蠕变性能等。固溶温度的高低通常是以 γ' 相溶解温度为基准的。高于 γ' 相的溶解温度, 阻碍晶粒长大的晶界大 γ' 相及一些碳化物溶解或转化, 因此晶粒长大, 从而提高合金的高温蠕变和持久性能, 而如果在 γ' 相溶解温度以下处理, 则晶粒度保持锻造变形后的状态, 较细小, 因而抗拉强度、屈服强度及疲劳强度等性能较好。FGH95 通常采用在 γ' 溶解温度(1 160 °C)以下进行固溶处理,

从而使 FGH95 合金在 650 °C 高温下仍具有较高的拉伸和屈服强度。对于粉末高温合金热处理工艺所采用的冷却方式基本上有如下几种: 炉冷、空冷、气淬、盐淬、油淬、水淬等。通常美国常采用油淬冷却, 而俄罗斯采用空冷或风冷及炉冷等。我国在大量试验研究的基础上确定盐淬作为 FGH95 粉末高温合金热处理工艺淬火介质的首选。

表4和表5是 FGH95 合金不同固溶温度 600 °C 盐淬后的性能数据。根据研究结果和经验, 使用盐淬作为淬火冷却方式虽然可以避免油淬时冷速过大所导致的淬裂问题和解决空冷、炉冷等冷速过低所导致的强度指标不能满足要求的缺点等, 但盐浴炉所带来的对环境和设备的腐蚀及操作过程的复杂性等, 都阻碍了这一工艺方法在连续运转的工业化生产条件下的应用。因此, 深入研究 FGH95 粉末高温合金的适宜的淬火介质, 改进淬火工艺都将是今后热处理工艺的研究重点。

表4 FGH95 合金盐淬热处理的拉伸性能

固溶温度/°C	拉伸温度/°C	抗拉强度 /MPa	屈服强度 /MPa	伸长率(%)	断面收缩率(%)
1 120	20	1 598	1 298	14.2	17.4
		1 612	1 236	15.8	14.7
	650	1 515	1 149	16.4	17.4
		1 487	1 141	12.3	13.7
1 140	20	1 618	1 284	13.4	14.3
		1 630	1 280	15.3	17.5
	650	1 531	1 176	13.2	14.5
		1 543	1 171	13.9	14.8
1 160	20	1 649	1 321	15.7	15.7
		1 657	1 336	13.6	12.9
	650	1 559	1 220	9.4	12.9
		1 515	1 200	8.5	13.3
1 180	20	1 641	1 339	12.2	12.1
		1 654	1 342	13.6	14.5
	650	1 556	1 217	10.0	13.7
		1 532	1 230	7.2	6.5

表5 FGH95 合金盐淬热处理的持久性能

固溶温度/°C	温度 /°C	应力 /MPa	光滑持久		缺口持久 ^①
			持久寿命/h	断面收缩率 (%)	持久寿命/h
1 120	650	1 034	401.08	2.84	272.25
			383.50	1.51	>802.50
1 140	650	1 034	382.00	3.31	537.50
			526.33	3.6	>802.50
1 160	650	1 034	516.33	1.51	131.58
			460.67	1.69	168.25
1 180	650	1 034	506.43	2.22	4.50
			426.33	1.78	55.50

注: ① 缺口半径 $r=0.2$ mm。

3.2 提高 FGH95 合金抗疲劳裂纹扩展能力的方法

FGH95 粉末高温合金虽然在 650 °C 具有较高的抗拉强度,但其抗疲劳裂纹扩展能力较低。目前为提高航空发动机的安全可靠,要求发动机的关键部件材料必须符合损伤容限设计原理,即要求合金具有较高的抗裂纹扩展能力^[11]。对于镍基粉末高温合金来说,通常粗晶粒和细小 γ' 相阻碍裂纹扩展。研究表明,改变固溶温度和固溶冷却速度可以在一定程度上改变 FGH95 合金的组织结构,提高固溶温度和减低冷却速度就可以增大晶粒尺寸和溶解晶界大 γ' 相、析出小尺寸 γ' 相。表 6、表 7 和图 6 显示了采用缓冷热处理工艺 FGH95 合金的裂纹扩展速率的改善和性能变化。结果表明,采用 B 制度的高固溶缓冷处理后,合金的疲劳裂纹扩展速度明显降低,蠕变状态下裂纹扩展的应力强度因子 ΔK 升高,这是因为高固溶缓冷处理后合金的晶粒长大,大尺寸 γ' 相溶解,同时产生部分弯曲晶界,因此合金疲劳裂纹扩展速率明显降低,持久和塑性显著提高,但强度水平有所下降,这符合损伤容限设计原理。

表 6 高固溶缓冷热处理 FGH95 合金的性能

热处理制度	拉伸温度/°C	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率(%)	断面收缩率(%)
A ^①	20	1 618	1 161	19.44	23.0
		1 650	1 170	19.5	27.0
	650	1 467	1 100	14.4	13.9
		1 462	1 104	12.8	12.8
B ^②	20	1 510	1 095	18.5	25.5
		1 485	1 080	17.1	24.0
	650	1 405	976	20.2	21.5
		1 400	973	21.9	23.3

注: ① A: 1 120 °C/1 h(1.2 °C/s 冷至)600 °C/AC+870 °C/1 h/AC+650 °C/24 h/AC; ② B: 1 160 °C(4 °C/min 缓冷至)1 120 °C/1 h(1.2 °C/s 冷至)600 °C/AC+870 °C/1 h/AC+650 °C/24 h/A。

表 7 高固溶缓冷热处理 FGH95 合金的持久性能

热处理制度	温度/°C	应力/MPa	光滑持久			缺口持久 $r=0.2$ mm
			持久寿命/h	伸长率(%)	断面收缩率(%)	
A ^①	650	1	22	1.44	2.34	10
		034	27	1.84	2.34	8
B ^②	650	1	69	10.0	7.03	>100
		034	57	8.8	5.50	>100

注: ① A: 1 120 °C/1 h(1.2 °C/s 冷至)600 °C/AC+870 °C/1 h/AC+650 °C/24 h/AC; ② B: 1 160 °C(4 °C/min 缓冷至)1 120 °C/1 h(1.2 °C/s 冷至)600 °C/AC+870 °C/1 h/AC+650 °C/24 h/A。

图 6 FGH95 合金的特殊热处理后的裂纹扩展速率

4 结论

FGH95 镍基粉末高温合金是我国自主研制的第一个粉末高温合金牌号,在研制过程中引进并建成了以等离子旋转电极设备为主的粉末高温合金生产线。经过 20 多年的发展,在母合金熔炼工艺、雾化制粉工艺、粉末处理工艺、成形工艺、热处理工艺、质量控制及组织性能数据积累等方面都开展了深入广泛的研究,取得了显著的成绩。目前合金 FGH95 合金在组织和性能方面已基本达到了标准的要求,可以作为先进航空发动机涡轮盘的制造材

料。需要解决的问题是减少合金中非金属夹杂的数量和尺寸。今后研究的重点是提高 FGH95 合金的综合性能指标,采用直接 HIP 成形工艺研制 FGH95 粉末涡轮盘,同时研制以 FGH95 合金为基的双性能粉末涡轮盘。

参 考 文 献

- [1] 国为民, 宋普生, 吴剑涛, 等. 粉末高温合金的研制和展望[J]. 粉末冶金工业, 1999, 9(2): 9-16.
- GUO Weimin, SONG Pusheng, WU Jiantao, et al. Developments and prospects of powder metallurgy superalloys[J]. Powder Metallurgy Industry, 1999, 9(2): 9-16.
- [2] 张义文, 上官永恒. 粉末高温合金的研究与发展[J]. 粉末冶金工业, 2004(6): 30-43.
- ZHANG Yiwen, SHANGGUAN Yongheng. Research and development in P/M superalloy[J]. Powder Metallurgy Industry, 2004(6): 30-43.
- [3] 邹金文, 汪武祥. 粉末高温合金研究进展与应用[J]. 航空材料学报, 2006(3): 243-250.
- ZOU Jinwen, WANG Wuxiang. Development and application of P/M superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2006(3): 243-250.
- [4] 俞克兰, 周光垓. 盘件用粉末高温合金的发展与应用[C]//FGH95 粉末高温合金论文集, 北京: 航空材料研究所, 1990, 7: 1-8.
- YU Kelan, ZHOU Guanggai. Development and application of P/M superalloy[C]//Proceeding for FGH95 PM Superalloy, Beijing: Beijing Institute of Aeronautical Materials, 1990, 7: 1-8.
- [5] 张义文, 张莹, 陈生大, 等. PREP 制取高温合金粉末特点[J]. 粉末冶金技术, 2001, 19(1): 12-15.
- ZHAG Yiwen, ZHANG Ying, CHEN Shengda, et al. Characteristics of prep in preparing superalloy powder[J]. Powder Metallurgy Technology, 2001, 19(1): 12-15.
- [6] 张莹. 用两种方法制造的镍基高温合金粉末[J]. 粉末冶金技术, 2001, 18(增刊): 1-5.
- ZHANG Ying. PM nickel based superalloys with two fabricationprocessing[J]. Powder Metallurgy Technology, 2001, 18(Suppl.): 1-5.
- [7] 杜晓梅. 氩雾化 Rene95 和 FGH95 空心粉末研究[C]//FGH95 粉末高温合金论文集, 北京: 航空材料研究所, 1990, 7: 69-74.
- DU Xiaomei. Investigation on AA hollow powder of rene 95 and FGH95 alloy[C]//Proceeding for FGH95 PM Superalloy, Beijing: Beijing Institute of Aeronautical Materials, 1990, 7: 69-74.
- [8] 杨士仲, 李力. 粉末冶金高温合金[C]//高温合金四十年文集, 北京: 钢铁研究总院, 1996: 65-72.
- YANG Shizhong, LI Li. PM superalloy[C]//Proceedings for the Development of Superalloy for 40 Years, Beijing: CISRI, 1996: 65-72.
- [9] 国为民, 张凤戈, 冯涤, 等. 不同生产工艺对 FGH95 粉末高温合金组织和性能的影响[J]. 粉末冶金工业, 2001(5): 7-12.
- GUO Weimin, ZHANG Fengge, FENG Di, et al. Effects of producing process on microstructure and properties of FGH95 P/M superalloy[J]. Powder Metallurgy Industry, 2001(5): 7-12.
- [10] 张义文. 热等静压技术新进展[J]. 粉末冶金工业, 2009(4): 32-39.
- ZHANG Yiwen. Development in HIP technology[J]. Powder Metallurgy Industry, 2009(4): 32-39.
- [11] 胡本芙, 田高峰, 贾成厂, 等. 双性能粉末高温合金涡轮盘的研究进展[J]. 航空材料学报, 2007(8): 80-84.
- HU Benfu, TIAN Gaofeng, JIA Chengchang, et al. Development in double-properties turbine disk of P/M superalloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2007(8): 80-84.

作者简介: 国为民, 男, 1965 年出生, 博士, 教授。主要从事高温合金材料和工艺研究。

E-mail: fmguowm@sina.com