

# 粉末高温合金 FGH96 惯性摩擦焊接头室温疲劳裂纹扩展速率测试与分析

## Testing and Analysis of Rate of Fatigue Crack Propagation of P/M Superalloy FGH96 Inertia Friction Welding Joint

中航工业北京航空制造工程研究所航空焊接与连接技术航空科技重点实验室 何胜春 廖云建 张田仓  
北 京 航 空 航 天 大 学 杨 美 吴素君

**[摘要]** FGH96 是采用损伤容限设计思想研制的新型粉末高温合金,是满足高推比、高燃效发动机使用要求的涡轮盘、环形件和其他热端部件的理想材料。FGH96 惯性摩擦焊接头的细晶组织对裂纹扩展的阻碍作用使得其裂纹扩展速率小于母材。母材和接头断裂路径均为穿晶断裂。

**关键词:** 粉末高温合金 惯性摩擦焊 疲劳裂纹扩展速率

**[ABSTRACT]** P/M powder superalloy FGH96 is the late-model superalloy designed by the method of damage tolerance. FGH96 is a kind of perfect material for turbine disk, loop-forming element and other components assembly of hot end to meet the challenge of high thrust-weight ratio and high efficiency aircraft engine. The rate of fatigue crack propagation of inertia friction welding joint is slower than the matrix because of fine grain. The dimple of the joint is also less than the matrix. The fracture paths of joint and matrix are transcrystalline fracture.

**Keywords:** P/M superalloy Inertia friction welding Rate of fatigue crack propagation

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2015.11.077

随着航空发动机设计与服役条件要求的不断提高,作为飞机发动机核心热端部件之一的涡轮盘,其使用的材料的性能要求也更加苛刻。同其他高温合金材料相比,由于粉末高温合金具有组织均匀、晶粒细小、合金化程度高、静强度及疲劳性能良好等特点,成为了国内外

发动机涡轮盘等重要构件的最佳材料。我国从 20 世纪 70 年代开始着手研制粉末高温合金,第二代 FGH96 与 FGH95 相比,提高了 Ti、Cr、Co、W、Mo 的含量,降低了 Al、Nb、C 的含量,从而降低  $\gamma'$  相和碳化物的含量,降低了合金的强度。W 和 Co 含量的增加可以有效提高合金的热强性; Cr 含量的增加可以提高合金的抗氧化性;加入 Ce 后净化了晶界,提高了晶界的强韧化效果,使 FGH96 成为满足当今高推比发动机使用要求的涡轮盘、环形件和其他热端部件的关键材料。

惯性摩擦焊是利用工件接触端面相对运动中摩擦产生热,使摩擦界面达到热塑性状态,然后迅速顶锻完成焊接的一种固相焊接方法。由于惯性摩擦焊工艺参数少,焊接质量稳定,因而成为民用航空发动机转子高温合金部件的主要焊接工艺。本文对 FGH96 摩擦焊焊接接头室温疲劳裂纹扩展速率进行测试和分析,为粉末高温合金摩擦焊的工程应用提供可靠的依据。

### 1 试验材料

FGH96 合金是镍基  $\gamma'$  相沉淀强化型粉末冶金高温合金,基体为  $\gamma$  固溶体,基体中主要强化相  $\gamma'$  的体积分数约占 33%~36%,  $\gamma'$  相完全固溶温度为 1120~1130℃,析出温度为 1030~1090℃, FGH96 合金化学成分如表 1 所示。

### 2 裂纹扩展速率试验

FGH96 粉末高温合金裂纹扩展速率测试采用 3 点弯曲试样,焊缝和母材试样规格为

表 1 粉末高温合金 FGH96 的化学成分 (质量分数)

Cr	Co	W	Mo	Ta	Nb	Al	Ti	Zr	Si	Ce
15.5~16.5	12.5~13.5	3.8~4.2	3.8~4.2	<0.2	0.6~1.0	2.0~2.4	3.5~3.9	0.025~0.05	<0.2	0.01
Fe	Mn	N	O	H	C	S	P	B	Ni	
<0.5	<0.15	≤ 0.005	≤ 0.007	<0.001	0.02~0.05	0.015	0.015	0.015~0.06	Bal	

80mm × 21mm × 7mm,用半径不超过 0.15mm 以及钨丝线切割起始缺口,切口根部半径不超过 0.2mm。燕尾槽内置刀口便于引伸计放置,以及测量裂纹嘴张开位移。对于焊缝试样,缺口开在焊缝中心,以获得焊缝的裂纹扩展速率曲线;对于母材试样,缺口开在试样中心。

试验严格按照 GB-T 6398-2000 金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法,在 INSTRON 8801 50kN 万能试验机上进行。标准规定,每组至少进行 3 个试样测试。本试验采用恒力增  $K$  法,在诱发裂纹萌生后,采用恒力使疲劳裂纹扩展,引伸计记录缺口处张嘴位移量的变化,通过柔度法,应用给定的弹性模量  $E$  和屈服强度  $RM0.2MPa$  计算得到裂纹长度。裂纹长度随着应力强度因子的增加而增加,对于 3 点弯曲标准板状试样,测试系统自动采集、计算裂纹长度和应力强度因子相关数据。

### 3 试验结果及分析

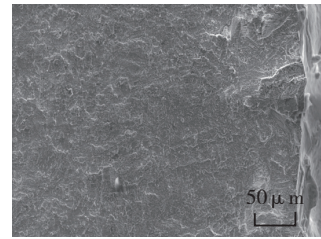
#### (1) 测试数据处理及分析。

对得到的数据采用 GB-T 6398-2000 推荐的原始数据 7 点平均法处理。在稳定裂纹扩展阶段,裂纹扩展率与应力强度因子幅值间的关系可以用 Paris 公式  $da/dN=C\Delta K^m$  表示(其中,  $C$ 、 $m$  为与材料和环境有关的参数),对试验数据点依照 Paris 公式进行拟合。采用双对数坐标,数据点近似分布在一条直线上。根据 Paris 公式,母材的扩展速率  $da/dN=3.14593E-15\Delta K^{5.1410}$ ,焊缝区的扩展速率为  $da/dN=1.67302E-16\Delta K^{5.36754}$ 。裂纹扩展速率可以用 Paris 公式表征。在双对数坐标的  $da/dN$ - $\Delta K$  曲线上,  $\lg C$  为直线在纵坐标上的截距,  $m$  为直线斜率。可知,母材和焊缝的斜率相当,即  $m$  值差别不大,但在  $y$  轴上的截距母材大于焊缝区,即裂纹扩展速率曲线高于焊缝区,母材的  $C$  值大于焊缝的  $C$  值,即母材的扩展速率快于焊缝区。

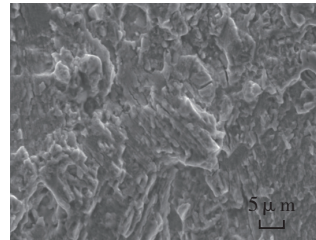
#### (2) 断口分析。

母材疲劳裂纹扩展试样断口如图 1 所示,其中图 1 (a) 为疲劳源区,可见裂纹起源于加工缺口根部,有明显的撕裂棱,撕裂棱平行于裂纹扩展方向。图 1 (b) 为裂纹扩展中期,可观察到疲劳条带,疲劳条带并不是位于同一个平面,而是分布在不同的平面上,且不同平面上的疲劳条带方向有所差异。这是因为裂纹扩展时的局部应力不同,使得局部裂纹扩展方向不同,产生不同扩展平面,当平面相交时,则产生撕裂棱。图 1 (c) 为裂纹扩展后期形貌,断面变得不太平整,并出现韧窝。在疲劳裂纹扩展后期,应力强度因子幅值增加,裂纹尖端塑性区较前期变大,使得断面较之前不平整。同时,由于裂纹扩展接近失稳,除了疲劳条带外,从图中还可以

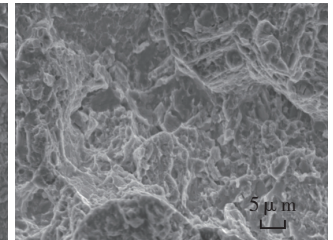
看到韧窝。



(a) 裂纹源区



(b) 裂纹扩展中期



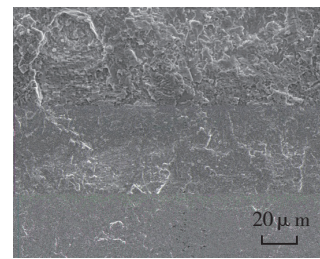
(c) 裂纹扩展后期

图1 FGH96母材断口微观形貌

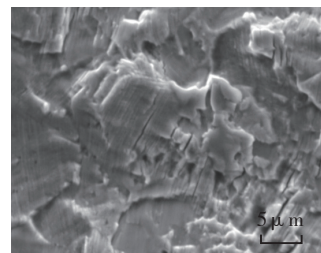
Fig.1 Fracture microscopic view of FGH96 matrix

图 2 为焊缝疲劳裂纹扩展速率测试试样断口图。图 2 (a) 为裂纹扩展前期断口微观形貌,有明显的撕裂棱;图 2 (b) 为裂纹扩展中期,疲劳条带细密,裂纹扩展方向为自右向左;图 2 (c) 为裂纹扩展后期,可观察到疲劳条带,且可见条带间距增加,疲劳条带的间距与应力强度因子幅有关,随  $\Delta K$  的增加而增加。在疲劳裂纹扩展后期,应力强度因子幅增加,裂纹尖端塑性区较前期变大,使得断面较之前不平整,疲劳条带变宽。

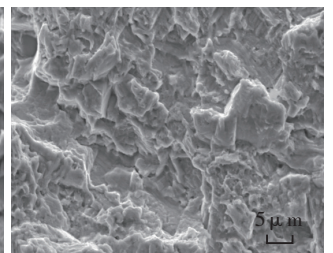
根据断口观察,FGH96 摩擦焊焊接接头裂纹扩展速率试验的试验件均为典型的机械疲劳断口形貌。裂



(a) 裂纹源区



(b) 裂纹扩展中期



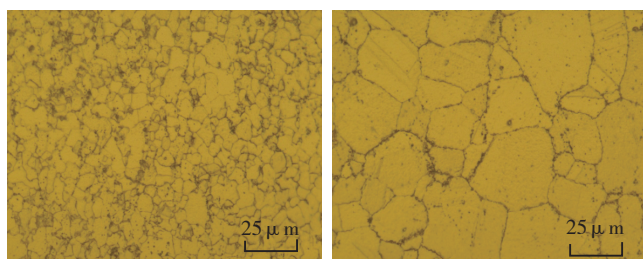
(c) 裂纹扩展后期

图2 FGH96焊缝断口微观形貌

Fig.2 Fracture microscopic view of FGH96 joint

纹起源于机械加工缺口根部,且为多源起裂,随着应力强度因子幅值的增加,疲劳裂纹扩展速率增加,断口显示为疲劳条带的间距增加。

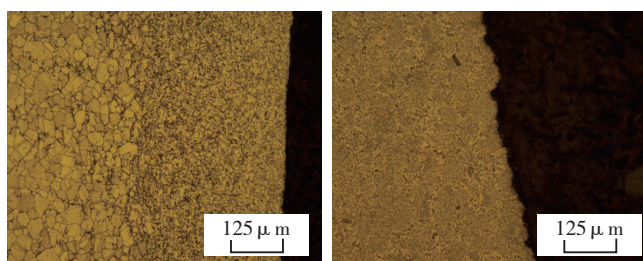
对焊缝区域进行切割、镶嵌,经过 100#~2000# 砂纸打磨后,机械抛光,最后进行腐蚀,以观察焊缝和母材的组织形貌。对试验后断口侧面进行切割、镶嵌、磨抛、腐蚀以观察裂纹走向。FGH96 惯性摩擦焊焊缝和母材组织形貌如图 3 所示。由于 FGH96 合金中的奥氏体具有较低的层错能,因此容易出现孪晶。焊缝中心区域形貌组织非常细小均匀,呈等轴晶状态,为典型的动态再结晶组织。母材组织晶粒大小不均,晶界处有析出物,并在晶粒内部还可见孪晶,这是由于 FGH96 合金为面心立方的奥氏体,在面心立方金属中, {111} 面为密排孪晶界面,孪晶界面容易沿该密排面滑移形成孪晶。



(a) 焊缝 (b) 母材

图3 试样缺口处组织形貌

Fig.3 Microstructure of sample notch



(a) 焊缝 (b) 母材

图4 断口侧面形貌

Fig.4 Side microstructure of sample fracture

图 4 为焊缝试样和母材试样断口侧面组织形貌,焊缝试样裂纹沿焊缝扩展,裂纹附近组织为细小晶粒,母材试样裂纹附近组织为粗大晶粒,焊缝的裂纹扩展路径较为平坦,二者均为穿晶断裂。

## 4 结论

(1) 本文对 FGH96 摩擦焊焊接接头裂纹扩展速率进行了测定,对曲线使用 Paris 公式进行了拟合,得到母材试样裂纹扩展速率方程为:  $da/dN=3.14593E-15 \Delta K^{5.1410}$ ,焊缝区的扩展速率方程为:  $da/dN=1.67302E-16 \Delta K^{5.36754}$ 。根据试验结果,焊缝裂纹扩展速率明显低于

母材。

(2) 在母材、焊缝中,裂纹均以穿晶形式扩展,FGH96 惯性摩擦焊焊缝组织为细小晶粒,母材为粗大晶粒。细小晶粒晶界的阻碍是焊缝裂纹扩展速率低于母材的原因。 (责编 玲犀)

(上接第 76 页)

高,强度增加。

热处理可以显著强化焊接接头,使得热处理后接头的拉伸断裂模式发生改变。一方面,没有使用活性剂的焊接接头,裂纹在容易产生气孔的焊缝边缘萌生,由于焊缝得到强化,裂纹垂直于拉伸应力扩展并直至断裂,与热处理前的焊接接头断裂模式有所区别。另一方面,使用活性剂的焊接接头,在未进行热处理时,焊接接头粗大的柱状晶是薄弱部位,裂纹沿柱状晶晶界扩展;热处理后,拉伸断裂发生在母材位置,显示接头强度显著增加。

## 3 结论

(1) 活性剂能够有效降低焊接热输入,减小热影响区的晶粒粗化趋势,并形成较大深宽比的焊缝形貌。活性剂的添加,有利于熔池内气体的溢出,使得焊后焊缝内气孔减少。

(2) 热处理可以使 Sn、Zr 元素由焊缝的晶界位置向晶粒内扩散,对焊缝位置起到固溶强化的作用,热处理后焊接接头硬度、强度显著提高。

(3) 针对 TC17 板材对接焊,焊前涂覆活性剂和焊后热处理的联合应用可以获得良好的接头组织和性能。

## 参考文献

- [1] 王华,冀胜利,王凯旋,等. 片层组织 TC17 钛合金高温变形行为研究. 钛工业进展, 2010, 27(6): 16-19.
- [2] 吴冰,李晋炜,巩水利,等. TC17 钛合金电子束焊接接头的疲劳裂纹扩展规律及疲劳剩余寿命. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(S1): 170-173.
- [3] 季亚娟,张田仓,李晓红. TC11/TC17 钛合金线性摩擦焊接头组织与性能. 航空制造技术, 2011(8): 66-69.
- [4] 李智渊,张田仓,刘颖. 热处理工艺参数对 TC4+TC17 线性摩擦焊接头微观组织的影响. 航空制造技术, 2012(4): 146-148.
- [5] 李晓红,张连锋,杜欲晓. 活性焊剂对钛合金焊缝形貌的影响. 航空制造技术, 2003(11): 26-28.
- [6] 张连锋,李晓红,杜欲晓. 钛合金活性焊剂氩弧焊接头组织分析. 焊接, 2006(7): 16-19.
- [7] 周水亮,陶军,杜欲晓,等. 细晶粒钛合金薄板 TIG 焊温度场分析. 焊接学报, 2010, 31(12): 33-36.
- [8] 于振涛,周廉,牛金龙,等. 合金元素,加工与热处理对医用  $\beta$  型钛合金力学性能的影响及微观分析. 稀有金属, 2007, 31(4): 416-419. (责编 叶枫)