

航空发动机涡轮盘轮缘凸块塑性变形失效分析

刘博志,邱 丰,徐 倩,林中楠,佟文伟,韩振宇

(中国航发沈阳发动机研究所,沈阳 110015)

摘要:针对某航空发动机在工作过程中发生的涡轮盘轮缘凸块局部异常塑性变形故障,对故障涡轮盘进行失效分析。在此基础上,通过开展无应力及附加应力的加热模拟试验,总结了 GH4169 合金组织中 δ 相的 3 种析出形貌,以及加热温度、时间、应力 3 种因素对 δ 相析出的影响规律。通过对比硬度测试及温色试验结果,明确了 GH4169 合金试样在 700 °C 以下组织和硬度无明显变化,但颜色变化明显;在 700 °C 以上,随着 δ 相析出量的增加其硬度不断减小,而颜色却几乎无变化。结果表明:故障涡轮盘轮缘凸块部位的塑性变形是由于发动机工作过程中超温引起的,故障部位的实际工况达到了约 750 °C、100 h 左右的超温。落实改善涡轮盘轮缘的冷却环境、提高涡轮部件加工及装配精度的改进措施后,涡轮盘通过了首翻期加速模拟、经起飞状态摸底和适航状态长时试车验证,无类似故障再次发生。

关键词:涡轮盘;轮缘凸块;GH4169;超温;塑性变形; δ 相;加热模拟试验;航空发动机

中图分类号: V232.3

文献标识码: A

doi: 10.13477/j.cnki.aeroengine.2022.03.020

Plastic Deformation Failure Analysis of Flange Bumps of Aeroengine Turbine Disk

LIU Bo-zhi, QIU Feng, XU Qian, LIN Zhong-nan, TONG Wen-wei, HAN Zhen-yu

(AECC Shenyang Engine Research Institute, Shenyang 110015, China)

Abstract: Aiming at the local abnormal plastic deformation failure of the flange bumps of the turbine disk during the working process of an aeroengine, the failure analysis of the failed turbine disk was carried out. On this basis, through the heating simulation test without stress and additional stress, three precipitation morphologies of δ phase of GH4169 alloy were summarized. The influence law of the heating temperature, time and stress on δ phase precipitation was summarized. By comparing the results of hardness test and warm color test, it was clear that the microstructure and hardness of GH4169 alloy sample had no obvious change below 700 °C, but the color change was obvious. Above 700 °C, with the increase of δ phase precipitation, its hardness decreased continuously, but its color hardly changed. The results show that the plastic deformation of the flange bumps of the failed turbine disk is caused by the overtemperature during the engine working process. The actual working condition of the failed location reaches the overtemperature of about 750 °C and about 100 hours. After implementing the improvement measures to improve the cooling environment of the turbine disk rim and improve the machining and assembly accuracy of turbine components, the turbine disk has passed the acceleration simulation in the first turning period, assessment test in the take-off state and the long-term commissioning verification in the airworthiness state, and no similar failures have occurred again.

Key words: turbine disk; flange bump; GH4169; overtemperature; plastic deformation; δ phase; heating simulation test; aeroengine

0 引言

涡轮盘属于航空发动机的热端部件,是航空发动机上最核心的零件之一,其在 4 大热端部件(燃烧室、导向器、涡轮叶片和涡轮盘)中所占的质量最大^[1-2]。随着航空发动机推重比的逐渐提高,对涡轮盘的性能要求也越来越高,涡轮盘的质量和性能将直接影响发

动机和飞机的可靠性和使用寿命^[3]。某发动机工作后检查发现, GH4169 合金涡轮盘全部轮缘凸块发生异常塑性变形,最严重部位对应的涡轮叶片榫头距离榫槽槽底径向间隙增大,导致叶冠与机匣发生碰摩,严重影响了发动机的工作安全。因此,明确涡轮盘产生塑性变形的原因,研究故障机理,防止此类故障再次发生,对保证发动机工作安全具有重要意义。

收稿日期:2019-12-09 基金项目:航空动力基础研究项目资助

作者简介:刘博志(1985),男,硕士,高级工程师,从事航空发动机故障零部件失效分析及构件残余应力测试工作;E-mail:249275980@qq.com。

引用格式:刘博志,邱丰,徐倩,等.航空发动机涡轮盘轮缘凸块塑性变形失效分析[J].航空发动机,2022,48(3):121-126. LIU Bozhi, QIU Feng, XU Qian, et al. Plastic deformation failure analysis of flange bumps of aeroengine turbine disk[J]. Aeroengine, 2022, 48(3): 121-126.

以 GH4169 合金为基体的涡轮盘是目前中国用量最多、也是最为常见的涡轮盘^[4-5]。张海燕等^[6]针对 GH4169 合金涡轮盘在实际生产中的组织不均匀性问题,优化了合金盘的热模锻工艺;刘帅等^[7]通过分析 GH4169 合金涡轮盘锻件不同部位变形特点,研究了不同组织状态产生的根本原因,给出了评价涡轮盘锻件组织均匀性的方法,并得到了较好的 GH4169 合金涡轮盘锻造工艺;Hernandez 等^[8]采用热动源模型和瞬态热分析相结合的手段,研究了该合金惰性气体保护焊的热循环曲线,分析了不同冷却速率下熔融区和热影响区显微组织的转变规律;张尊礼等^[9]研究了不同热处理制度对 GH4169 合金冷轧构件组织性能的影响规律;Tin 等^[10]采用一体化集成模型模拟了 GH4169 等镍基高温合金涡轮盘最终热处理制度下的凝固过程;Kuo 等^[11]对比了 GH4169 合金在经过不同热处理制度后微观组织的蠕变失效行为,得到了更优热处理工艺;孔永华等^[12]根据蠕变性能测试和组织观察结果,评价了直接时效热处理后的热连轧合金蠕变寿命是标准热处理锻合金的 2 倍。上述对 GH4169 合金的研究主要集中于生产工艺、热处理、高温疲劳与蠕变性能等方面,很少从析出相的析出及演化角度来分析构件在失效过程中微观组织与力学性能之间的内在联系。

本文通过对轮缘变形的涡轮盘进行失效分析,深入开展模拟试验,研究并总结了 GH4169 合金基体组织、外观颜色、力学性能与加热温度、时间、应力等因素之间的演变规律,并将研究结果与故障涡轮盘轮缘凸块进行对比分析。

1 试验过程与结果

1.1 宏观观察

故障涡轮盘局部宏观图像如图 1 所示。从图中可见,1 个榫槽两侧的轮缘凸块产生明显塑性变形。经测量得知:全部轮缘凸块中最大的伸长量为 1.9 mm,其他轮缘凸块也都产生了 0.2~0.4 mm 左右的塑性变形,而涡轮盘其他部位均未发生塑性变形。分解检查发现,变形量最大的轮缘凸块与涡轮盘弹簧锁片缺口位置对应。

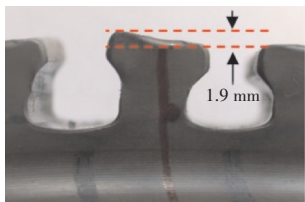


图1 故障涡轮盘局部宏观图像

1.2 材质分析

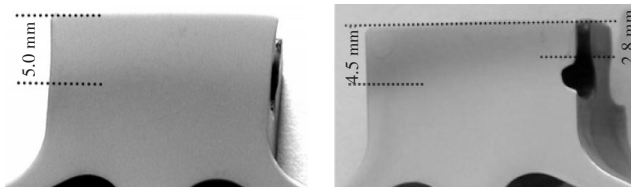
1.2.1 成分分析

对故障涡轮盘不同部位的轮缘凸块基体进行能谱分析,其结果见表 1。主要合金元素质量分数与材料标准 GJB 2612-1996 的要求基本相符。

部位	Fe	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al
变形最大凸块	17.41	55.47	17.75	4.92	2.87	1.07	0.51
其他凸块	17.84	55.56	17.54	4.68	2.84	1.05	0.39
标准要求	余	50.00 ~ 55.00	17.00 ~ 21.00	5.00 ~ 5.50	2.80 ~ 3.30	0.75 ~ 1.15	0.30 ~ 0.70

1.2.2 组织检查

从故障涡轮盘轮缘凸块部位取径向截面试样进行金相组织分析,其低倍腐蚀形貌如图 2 所示。从图中可见,在低倍腐蚀条件下轮缘凸块部位存在暗腐蚀区^[13],不符合材料标准要求。其中,变形最大凸块的暗腐蚀区在盘前后两侧的宽度基本一致;其它凸块盘前侧暗腐蚀区的宽度大于盘后侧暗腐蚀区的宽度。

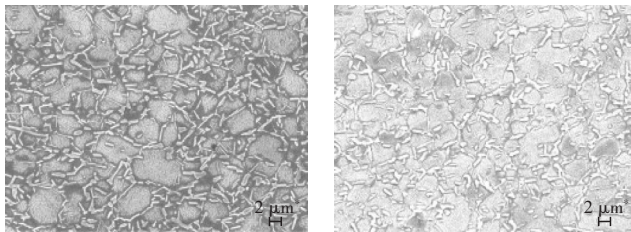


(a) 变形最大凸块

(b) 其它凸块

图2 轮缘凸块部位径向截面低倍腐蚀形貌

涡轮盘轮缘凸块基体高倍组织形貌如图 3 所示。对故障涡轮盘基体进行高倍组织检查发现,全部轮缘凸块基体组织中 δ 相大量析出,其中变形最大凸块中 δ 相析出程度略高于其它轮缘凸块的。轮缘凸块基体组织中 δ 相评级为 6~7 级,不符合标准要求(标准为不高于 5 级)。涡轮盘其他部位基体高倍组织形貌如图 4 所示。涡轮盘其他部位 δ 相评级为 2~3 级,符合标准要求,且与原料级别一致,表明涡轮盘其他部



(a) 变形最大凸块

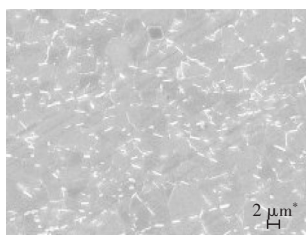
(b) 其它凸块

图3 涡轮盘轮缘凸块基体高倍组织形貌

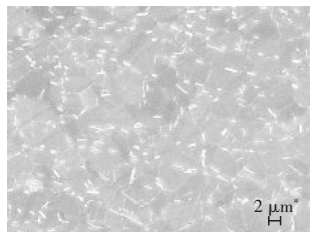
位基体中的 δ 相无明显析出^[14]。

1.2.3 硬度测试

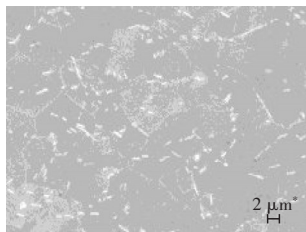
对故障涡轮盘不同位置的截面进行硬度测试,故障涡轮盘硬度值沿径向变化如图5所示。从图中可见,大多数位置截面的硬度水平基本一致,且符合标准要求;只有轮缘凸块部位的硬度值减小明显,且低于标准要求(标准要求HB $\geq$ 388)。



(a) 辐板

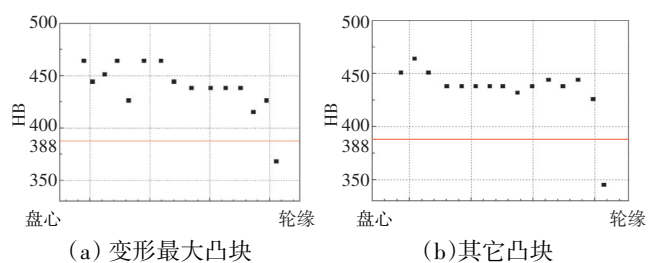


(b) 盘心



(c) 安装边

图4 涡轮盘其他部位基体高倍组织形貌



(a) 变形最大凸块

(b) 其它凸块

图5 故障涡轮盘硬度值沿径向变化

2 分析讨论及模拟试验

2.1 失效性质判断

据上述检查与测试结果表明,故障涡轮盘全部轮缘凸块异常塑性变形部位超温,且该超温现象是在工作过程中产生的^[15]。超温导致轮缘凸块基体中 γ'' 相向 δ 相转变^[16-17],随着 δ 相不断析出,使故障涡轮盘轮缘凸块部位的力学性能降低^[18-19],在离心力和涡轮叶片拉力的作用下轮缘凸块被拉长,产生塑性变形。

2.2 模拟试验及结果分析

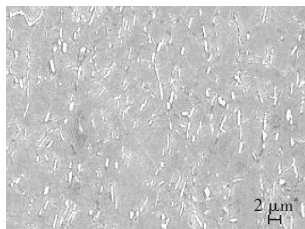
为了准确地评估故障涡轮盘轮缘凸块部位的超温时间、温度等参数,开展与故障涡轮盘基体材质原始状态相同的GH4169合金试样加热模拟试验,研究加热温度时间和附加应力等试验条件与 δ 相的析出量、析出速率、析出形态的关系。并通过模拟试验研究组织、硬度、颜色的演变规律,对比故障部位的相应

特征,掌握故障涡轮盘轮缘凸块部位的超温情况。

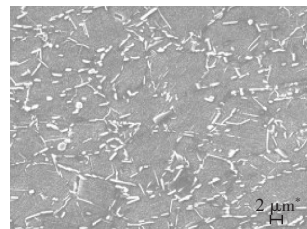
2.2.1 组织演变规律

2.2.1.1 无应力加热模拟试验

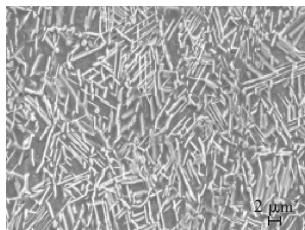
分别进行以加热温度和加热时间为变量的无应力加热模拟试验,研究GH4169合金组织与加热温度和时间之间的演变规律。加热试验在RX箱式电阻炉中进行,冷却方式为空冷。其中加热温度为500~900℃,加热时间主要为15、90 min和8、24、100 h等。部分试样微观组织形貌如图6所示。



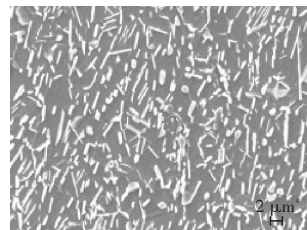
(a) 850 °C-15 min



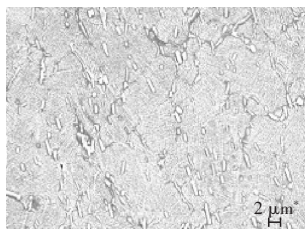
(b) 850 °C-90 min



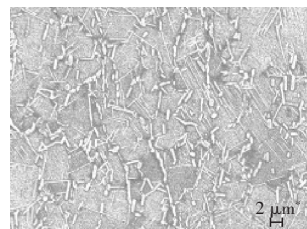
(c) 850 °C-8 h



(d) 850 °C-24 h



(e) 750 °C-24 h



(f) 750 °C-100 h

图6 无应力加热模拟试验试样微观组织形貌

通过该阶段加热模拟试验后,得到如下规律:

(1)在短时(15 min)加热条件下,不同温度加热后的GH4169合金试样晶粒内部均无 δ 相析出,该现象表明 δ 相的析出需要一定时间的累积;

(2)随着加热时间延长(90 min~24 h),加热温度达到700℃以上时,GH4169合金试样组织中 δ 相开始析出,表明 δ 相析出的门槛温度约为700℃;

(3)加热时间不变,随着加热温度的升高, GH4169合金试样组织中 δ 相的演变过程都是从晶界上少量呈棒状析出,到在晶粒内部及孪晶界上呈针状析出,再到从晶界和晶粒内部大量呈棒状析出,最后开始溶解直至完全溶解的过程;

(4) 加热温度不变, 随着加热时间的延长, GH4169 合金试样组织中 δ 相析出量不断增加;

(5) 通过与故障涡轮盘轮缘凸块变形部位的微观组织形貌进行对比可知, 轮缘凸块处组织(图3)与 750 °C-100 h 加热条件的模拟试样(图6)的组织形态最接近, 但还存在一定的差距。

2.2.1.2 附加应力加热模拟试验

为了更准确地模拟出与变形部位一致的微观组织形貌, 必须进一步还原故障部位的实际工作状态。考虑到故障涡轮盘在工作过程中除了受工作温度的影响外, 还会受到离心力和涡轮叶片的拉力作用。因此, 继续进行模拟故障部位实际受力状态的附加应力条件下的加热模拟试验,



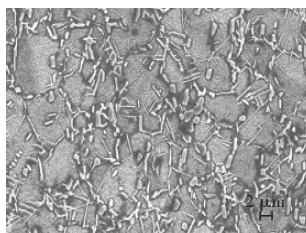
图7 附加应力试样的宏观形貌

研究附加应力对 GH4169 合金组织中 δ 相演变规律的影响。附加应力试样的宏观形貌如图7所示。

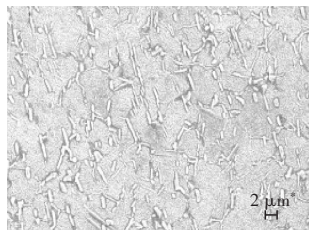
该部分试验在 GRC-100 型高温蠕变试验机上进行, 冷却方式为空冷。根据无应力条件的加热模拟试验参数优化本阶段试验参数进行试验, 加热温度为 700 ~ 800 °C。通过该阶段试验结果可知:

(1) 在附加较大应力(300 MPa)条件下进行试验的试样均断裂, 表明故障部位承受的应力水平不高。根据该部位的模拟计算结果, 其应力水平为 100 MPa 左右;

(2) 附加应力条件下加热模拟试验试样微观组织形貌如图8所示。对比 750 °C-100 MPa-200 h、750 °C-100 MPa-150 h 和 700 °C-100 MPa-500 h 条件下的模拟试样基体组织中 δ 相的析出形态及析出数量表明, 故障部位的超温时间不超过 150 h; 对比该阶段 750 °C-100 MPa-



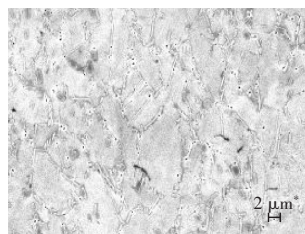
(a) 760 °C-100 MPa-125h



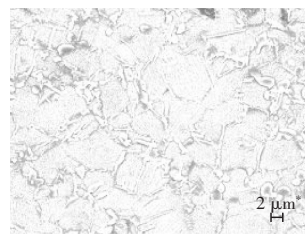
(b) 750 °C-100 MPa-100 h



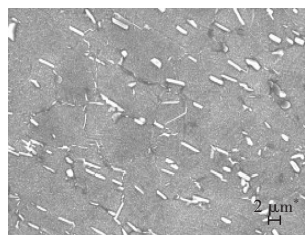
(c) 750 °C-100 MPa-200 h



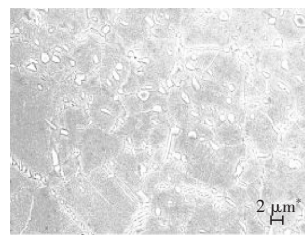
(d) 700 °C-100 MPa-500 h



(e) 750 °C-100 MPa-150 h



(f) 750 °C-100 MPa-24 h



(g) 750 °C-100 MPa-48 h

图8 附加应力加热模拟试验试样微观组织形貌

24 h 和 750 °C-100 MPa-48 h 条件下的模拟试样基体组织中 δ 相的析出形态及析出数量表明, 故障部位的超温时间不短于 48 h; 与故障部位的微观组织形貌进行对比表明, 变形最大凸块组织形态与 760 °C-100 MPa-125 h 加热条件试样的基本一致, 其他凸块组织形态与 750 °C-100 MPa-100 h 加热条件试样的基本一致;

(3) 上述对比分析结果表明: 故障涡轮盘轮缘凸块部位经历过的超温温度为 750 °C 左右, 变形最大凸块经历的温度略高于其他凸块的。导致该现象的原因应是由于变形最大凸块与弹簧锁片缺口位置对应, 在工作过程中直接暴露在超温环境下, 所以在微观上表现为超温程度最高, 宏观上表现为塑性变形量最大。对于超温时间而言, 对比已知的试验参数, 故障涡轮盘轮缘凸块的超温时间既不会超过 150 h, 也不会短于 48 h, 应在 100 h 左右;

(4) 与无附加应力的 GH4169 合金试样基体组织进行对比分析表明, 附加应力的引入对 GH4169 合金试样组织中 δ 相析出形态起促进作用, 尤其会促进晶粒内部与附加应力方向一致的针状 δ 相的析出。

根据上述加热模拟试验结果总结 GH4169 合金组织演变规律: 首先, δ 相形貌包括 3 部分, 晶界上的棒状 δ 相、孪晶界上的针状(条状) δ 相、晶粒内部的针状 δ 相; 其次, δ 相的析出需要一定时间的累积, δ 相析出的门槛温度为 700 °C, 加热温度、加热时间和附加应力均对 δ 相的析出产生影响; 最后, 加热温度为影响 δ 相析出的主要因素, 而加热时间为次要因素, 附

加应力只会促进晶粒内部与附加应力方向一致的针状 δ 相的析出。

2.2.2 硬度演变规律

加热模拟试验硬度如图 9 所示,加热模拟试验硬度测试结果见表 2。从表 2 中可见,试样加热不超过 700 ℃时硬度值随温度升高逐渐减小,但均大于故障涡轮盘硬度设计的要求值;试样加热在 700 ℃附近时硬度快速减小,此时硬度值在设计标准值附近;试样加热高于 750 ℃后硬度值均小于设计标准值,随温度升高硬度值明显减小。故障涡轮盘轮缘凸块的硬度值与 750 ℃加热后模拟试样的硬度值最接近,该试验结果同样可以证明故障涡轮盘轮缘凸块部位经历了 750 ℃左右的超温。

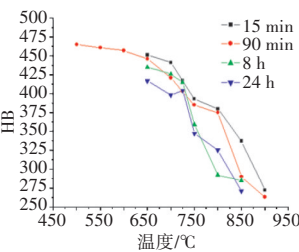


图 9 加热模拟试验硬度

表 2 加热模拟试验硬度(HB)测试结果

温度/℃	15 min	90 min	8 h	24 h	故障涡轮盘 轮缘凸块
500		465			
550		461			
600		457			
650	451	446	435	417	368
700	441	421	426	398	368
725			415	404	
750	393	385	359	347	345
800	380	375	292	325	345
850	337	290	285	271	
900	272	263			

2.2.3 颜色演变规律

为了探究 GH4169 合金颜色与加热温度、加热时间之间的演变规律,进行温—色模拟试验,其结果如图 10 所示。从图中可见,在不同的加热时间条件下, GH4169 合金试样机加表面颜色基本上均呈银白色→金黄色→紫色→蓝色→绿色→暗灰色的变化规律。而且,以 650 ℃-90 min 试样和 700 ℃-15 min 试样为例,随着加热时间的延长,试样更容易呈现其在较高温度下短时加热后的颜色。故障涡轮盘轮缘凸块部位表面颜色与模拟试验经过 700 ℃-24 h 以上或 750 ℃-8 h 以上超温试样的颜色相近,该试验结果同样对故障涡轮盘轮缘凸块部位的超温状态起借鉴作用。

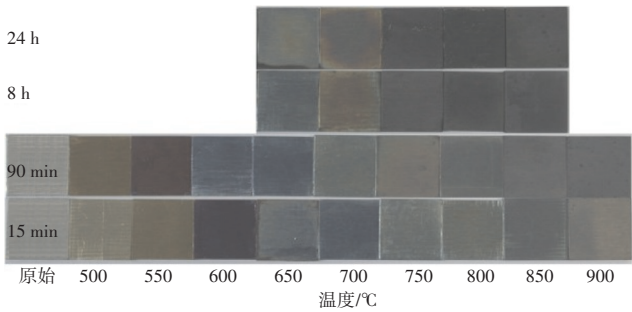


图 10 温—色模拟试验结果(sRGB,ISO100,f/3.5)

综合分析加热条件对 GH4169 合金基体组织、硬度及表面颜色的影响规律可知:在加热温度低于 700 ℃时, GH4169 合金试样组织中 δ 相几乎不发生变化,硬度随着加热温度的升高缓慢减小,而试样表面颜色变化明显;当加热温度超过 700 ℃时, GH4169 合金试样组织中 δ 相开始析出,而且随着加热温度的升高 δ 相析出速率明显增大,相应的试样硬度在经历 700 ℃以上的加热后快速减小,该阶段硬度与基体中 δ 相含量呈对应关系,而试样表面颜色在 700 ℃以上几乎无明显变化。

3 故障原因分析及纠正措施

根据失效性质判断和加热模拟试验结果综合分析,本次故障的原因如下:由于故障涡轮盘盘缘部位温度长期超过 GH4169 材料的许用温度,使轮缘凸块发生了塑形变形故障。从涡轮盘前腔结构(如图 11 所示)分析故障涡轮盘盘缘超温应是涡轮盘前封严冷却气流量不足,使涡轮级盘前腔气压低于流道气压,使流道热气侵入涡轮盘前腔的轮缘凸块部位,导致涡轮盘轮缘凸块与燃气接触,进而造成涡轮盘轮缘凸块超温之后变形。

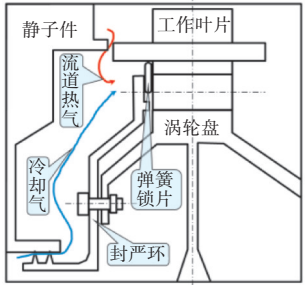


图 11 涡轮盘前腔结构

针对故障原因分析结果,结合涡轮盘结构特点制定了纠正措施:增加涡轮级盘前腔冷却气体的用气量,改善涡轮盘轮缘凸块部位的冷却环境;控制各部件加工及装配精度,保证发动机相关局部空气系统流路非设计性漏气量均在设计范围内。

4 验证效果

落实纠正措施后,涡轮盘分别通过了首翻期加速模拟、起飞状态摸底和适航状态长时试车验证。将上述 3 种状态试车后的发动机分别分解故检,

结果基本一致:涡轮盘组件宏观检查未见明显异常,未发现涡轮盘轮缘凸块部位的塑性变形,凸块表面呈暗蓝色,周向颜色均匀,无超温现象;未见叶片榫头与盘榫槽底部径向间隙变大的故障现象;涡轮盘轮缘凸块、盘前侧及盘后侧目视和荧光检查无裂纹;对涡轮盘的盘缘、盘心等部位尺寸进行测量,均无蠕变伸长现象。

5 总结

通过与故障部位进行对比分析,证明了涡轮盘轮缘凸块部位的塑性变形故障的主要原因是由于发动机工作过程中超温所致。故障涡轮盘轮缘凸块部位的实际工作状况应该达到了750℃左右较长时间(100 h左右)的超温,使该部位基体中 δ 相大量析出,导致故障涡轮盘轮缘凸块部位的强度不断降低,在自身离心力和涡轮叶片拉力的综合作用下全部轮缘凸块均发生拉长塑性变形。

本研究明确了故障机理,故障原因定位准确,根据分析结论提出改善涡轮盘轮缘凸块部位的冷却环境,提高涡轮部件的加工及装配精度等建议,避免类似故障再次发生。

参考文献:

- [1] 黄乾尧,李汉康. 高温合金[M]. 北京:冶金工业出版社,2000:21-32.
HUANG Qian Yao, LI Hankang. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000:21-32.(in Chinese)
- [2] 阿列克山大. 宇航材料的锻造和性能[M]. 北京:国防工业出版社,1985:18-24.
Alexander. Forging and properties of aerospace materials[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1985:18-24.(in Chinese)
- [3] 田世藩,张国庆,李周,等. 先进航空发动机涡轮盘合金及涡轮盘制造[J]. 航空材料学报,2003, 23:233-238.
TIAN Shifan, ZHANG Guoqing, LI Zhou, et al. The disk superalloys and disk manufacturing technologies for advanced aero engine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23:233-238.(in Chinese)
- [4] 杜金辉,吕旭东,邓群,等. GH4169合金研制进展[J]. 中国材料进展,2012,31(12):12-15.
DU Jinhui, LV Xudong, DENG Qun, et al. Progress in GH4169 alloy development[J]. Materials China, 2012, 31(1):12-15.(in Chinese)
- [5] 罗恒军,谢静,程槿. GH4169合金涡轮盘锻件晶粒度分析和控制[J]. 大型铸锻件,2010,6(12):17-19.
LUO Hengjun, XIE Jing, CHENG Jin. Analysis and control of grain size of GH4169 alloy turbine disc forging[J]. Heavy Castings and Forgings, 2010, 6(12):17-19.(in Chinese)
- [6] 张海燕,张士宏,张伟红,等. GH4169合金涡轮盘热模锻工艺的优化研究[J]. 塑性工程学报,2007,14(4):69-75.
ZHANG Haiyan, ZHANG Shihong, ZHANG Weihong, et al. The research on the optimization of the hot die forging of GH4169 turbine discs[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2007, 14(4):69-75.(in Chinese)
- [7] 刘帅. GH4169合金涡轮盘组织均匀性控制研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2014.
LIU Shuai. The study on the control of uniformity of microstructure of GH4169 alloy turbine disc[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2014.(in Chinese)
- [8] Hernandez M, Ambriz R R, Cortes R, et al. Assessment of gas tungsten arc welding thermal cycles on Inconel 718 alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019(3):579-587.
- [9] 张尊礼,史凤岭,张凡云,等. 热处理制度对GH4169冷轧叶片组织性能的影响[J]. 材料科学与工艺,2013,21(4):26-31.
ZHANG Zhunli, SHI Fengling, ZHANG Fanyun, et al. Effect of heat treatment on structure and mechanical properties of GH4169 cold rolled blade[J]. Materials Science and Technology, 2013, 21(4):26-31.(in Chinese)
- [10] Tin S, Lee P D. Integrated modeling for the manufacture of Ni-Based superalloy discs from solidification to final heat treatment[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2005, 36:2493-2504.
- [11] Kuo C M, Yang Y T, Bor H Y, et al. Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 510-511:289-294.
- [12] 孔永华,李胡燕,陈国胜,等. 热处理工艺对GH4169合金蠕变性能的影响[J]. 稀有金属与硬质合金,2014,42(1):52-56.
KONG Yonghua, LI Huyan, CHEN Guosheng, et al. Effects of different heat treatment on creeping property of GH4169 alloy[J]. Rare Metals and Cemented Carbides, 2014, 42(1):52-56.(in Chinese)
- [13] 杨玉荣,梁学锋,蔡伯成,等. δ 相对GH4169合金高温持久性能的影响[J]. 航空材料学报,1996, 16(2):38-43.
YANG Yurong, LIANG Xuefeng, CAI Bocheng, et al. Effect of δ phase on stress-rupture properties of GH4169 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 1996, 16(2):38-43.(in Chinese)
- [14] 蔡大勇,张伟红,刘文昌,等. Inconel718合金中 δ 相溶解动力学及对缺口敏感性的影响[J]. 有色金属,2003,55(1):4-7.
CAI Dayong, ZHANG Weihong, LIU Wenchang, et al. Dissolution kinetics of δ phase and effect on notch sensitivity of Inconel 718[J]. Nonferrous Metals, 2003, 55(1):4-7.(in Chinese)
- [15] 王岩,林琳,邵文柱,等. 固溶处理对GH4169合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报,2007, 28(S1):176-179.
WANG Yan, LIN Lin, SHAO Wenzhu, et al. Effect of solid-solution treatment on microstructure and performance of GH4169 superalloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2007, 28(S1):176-179.(in Chinese)
- [16] Cozar R, Pineau A. Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of Inconel 718 type alloys[J]. Metallurgical transactions, 1973(4):47-59.
- [17] 刘永长,郭倩颖,李冲,等. Inconel 718高温合金中析出相演变研究进展[J]. 金属学报,2016,52(10):1259-1266.
LIU Yongchang, GUO Qianying, LI Chong, et al. Recent progress on evolution of precipitates in inconel 718 superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(10):1259-1266.(in Chinese)
- [18] Du J H, Lu X D, Deng Q. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of GH4169 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(8):1830-1834.
- [19] 牛静,张凡云,杨树林,等. 不同时效处理对GH4169合金组织性能的影响[J]. 航空制造技术,2016,20:45-48.
NIU Jing, ZHANG Fanyun, YANG Shulin, et al. Effects of aging treatments on the microstructure and mechanical properties of GH4169 alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 20:45-48.(in Chinese)

(编辑:刘 亮)