

某涡轮后机匣裂纹失效机理分析

高志坤, 迟庆新, 卜嘉利

(中国航发沈阳发动机研究所, 沈阳 110015)

摘要:为排除某航空发动机斜支板涡轮后机匣在试车后出现裂纹的故障,进行了裂纹宏观检查、断口宏观和微观形貌分析、材质检查、细晶层成因及其对疲劳特性影响分析,并对裂纹性质进行了判定,分析了产生裂纹故障的原因。结果表明:斜支板涡轮后机匣裂纹为疲劳性质,原始铸造冷隔缺陷、热等静压工艺产生的细小再结晶层、基体晶粒粗大是促使涡轮后机匣过早疲劳开裂的主要原因。为避免该类故障再次发生,建议提高浇注温度以增强浇注液流动性,从而排除冷隔缺陷;防止热等静压时产生表面细小再结晶;添加细化剂使基体晶粒细化。

关键词: 涡轮后机匣; 裂纹; 疲劳; 铸造缺陷; 再结晶; 故障分析; 航空发动机

中图分类号: V232.6

文献标识码: A

doi: 10.13477/j.cnki.aeroengine.2018.06.002

Study on the Crack Failure Mechanism of a Turbine Rear Casing

GAO Zhi-kun, Chi Qing-xin, BU Jia-li

(AECC, Shenyang Engine Research Institute, Shenyang 110015)

Abstract: In order to eliminate the crack fault on the turbine rear casing with tilted-plate, the macroscopic crack and material quality were inspected, the macroscopic and microscopic morphology fracture were analyzed, the origin of fine crystal layer and its influence on fatigue characteristics were analyzed. The crack characteristic was judged and the reason of crack fault was analyzed. The results show that the crack on the turbine rear casing with tilted-plate is fatigue crack, the original casting cold barrier defect, the fine recrystallization layer produced by hot isostatic pressing process, and the coarse matrix grain are the main causes of premature fatigue cracking of turbine rear casing. It is suggested that the pouring temperature should be raised to enhance the fluidity of the casting solution so as to eliminate the cold barrier defect, to prevent the formation of fine recrystallization on the surface during hot isostatic pressing, and to add refiners to refine the matrix grains.

Key words: turbine rear casing; crack; fatigue; casting defect; recrystallization; failure analysis; aeroengine

0 引言

涡轮后机匣是航空发动机后部的重要承力部件,主要由内环(轮毂)、支板和外机匣 3 部分组成。目前,涡轮后机匣通常选用 K4169 高温合金铸造,该合金是 1 种耐热、耐腐蚀、真空熔炼沉淀强化的铸造镍基高温合金,在很宽的中、低温度范围内具有较高的强度和塑性,以及优良的耐腐蚀性能。

近年来,国内整体铸造出一批高温合金涡轮后机匣,但对大型复杂结构件整体铸造的基础技术问题没有开展过深入系统的试验研究,关键技术没有取得根

本突破,铸件合格率不高,大型复杂高温合金空心斜支板涡轮机匣的整体精铸技术已成为中国发动机研制需要攻克的关键技术之一。此外,内环与外机匣径向跨度大,在承受轴向力的同时还需满足热变形协调性和刚性的要求,一旦承力框架上产生裂纹,将对发动机工作安全产生严重影响^[1-3]。而且,截止目前,国内整体铸造涡轮后机匣的工程使用经验积累不多,对铸件的冶金质量、冷热加工工艺及其对铸件疲劳性能的影响研究很少开展。

本文通过对 K4169 高温合金整体铸造涡轮后机匣支板在试车后出现的裂纹的性质和失效模式进行

收稿日期:2018-01-12

基金项目:航空动力基础科研项目资助

作者简介:高志坤(1978),男,硕士,高级工程师,从事航空发动机零部件失效分析工作;E-mail:zhikungao@126.com。

引用格式:高志坤,迟庆新,卜嘉利.某涡轮后机匣裂纹失效机理分析[J].航空发动机,2018,44(6):6-10.GAO Zhikun, CHI Qingxin, BU Jiali. Study on the crack failure mechanism of a turbine rear casing[J]. Aeroengine, 2018, 44(6):6-10.

分析,揭示了裂纹的成因,并提出改进建议。

1 试验与结果

1.1 宏观检查

故障机匣裂纹的宏观形貌如图1所示。机匣表面呈金黄色,裂纹位于支板与内环转接处,呈“几”字形。

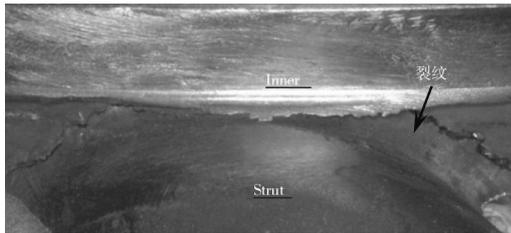


图1 故障机匣裂纹的宏观形貌

将裂纹断口打开,其宏观形貌如图2所示。断口大部分呈金黄色,局部发灰,表面粗糙、起伏较大,裂纹处机匣壁厚约2.0 mm。断口表面隐约可见疲劳弧线和放射棱线,表明裂纹为疲劳属性,由其延展方向可判断疲劳起源于支板与内环转接处的外表面。

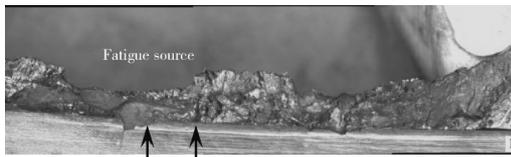
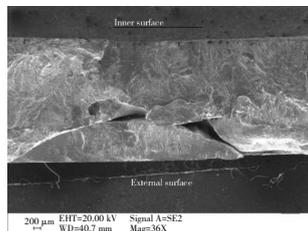


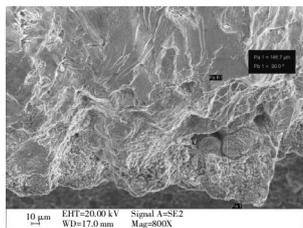
图2 故障机匣裂纹断口的宏观形貌

1.2 断口微观分析

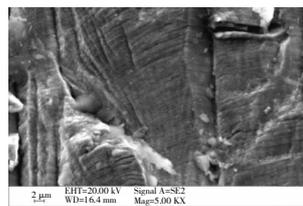
通过扫描电镜对断口进行观察,发现其上存在由表面深入基体内部的裂纹,裂纹开口宽度不连续,内壁圆润、光滑,应为铸造冷隔缺陷,放射棱线主要汇聚于该缺陷中,表明其对疲劳裂纹的萌生起主要促进作用(如图3(a)所示);放大观察,缺陷附近断口还可见河流花样特征,汇聚于亚表面多个区域,该



(a) 源区低倍



(b) 源区放大



(c) 扩展区

图3 断口微观形貌

处距离表面约0.1 mm,主要呈氧化颗粒形貌(如图3(b)所示),表明该处也为疲劳源,裂纹断口为多源疲劳起始;扩展区在高倍电镜下可见细腻的疲劳条带(如图3(c)所示),说明裂纹断口扩展应力不大^[4-5]。

1.3 成分分析

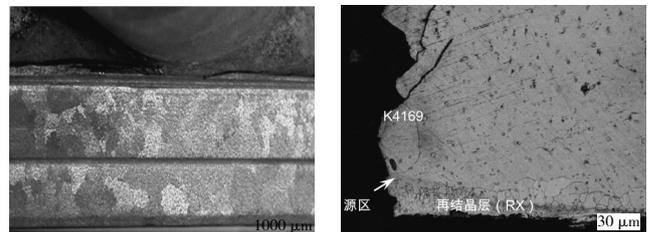
对故障后机匣基体、裂纹断口源区和扩展区进行能谱分析,结果见表1。从表中可见,故障涡轮后机匣基体成分符合标准要求;疲劳源区域氧含量较附近扩展区的明显偏高,表明其氧化程度较扩展区的严重^[6]。

表1 能谱分析结果

表1 能谱分析结果					W/%
位置	O	Cr	Ni	Nb	Mo
基体		19.09	53.89	4.41	2.83
源区	28.26	18.71	28.15	3.92	1.78
扩展区	4.82	18.64	48.18	3.74	1.78
标准	17.00~21.00		50.00~55.00	4.40~5.40	2.80~3.30
位置	Al	Ti	Mn	Fe	
基体	0.70	0.66	0.35	18.15	
源区	0.98	2.98	0.26	15.98	
扩展区	0.68	1.09	0.30	19.89	
标准	0.30~0.70	0.65~1.15	≤0.35	余	

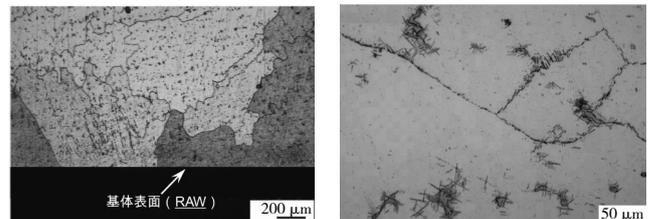
1.4 组织检查

取故障涡轮后机匣裂纹附近表面、截面、机械加工面和基体制备金相试样,将试样打磨、腐蚀后观察其显微组织形貌,如图4所示。故障涡轮后机匣裂纹附近晶粒较粗大,直径约为2.0~4.0 mm;疲劳裂纹起源处存在深约100 μm的细晶层(晶粒直径约为5~30 μm);而裂纹附近原始机械加工表面未见细晶层;基体组织可见碳化物和针状δ相,未见异常。



(a) 表面

(b) 截面



(c) 机械加工表面

(d) 基体

图4 故障机匣组织形貌

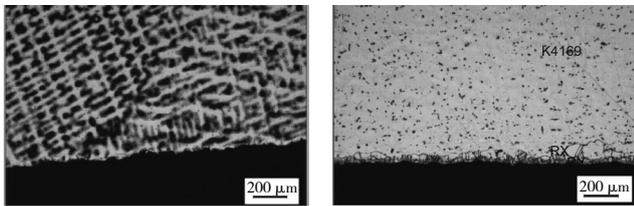
1.5 力学性能测试

对试样进行室温拉伸性能测试,其结果见表2。从表中可见,故障机匣室温拉伸性能符合标准要求。

表2 故障机匣室温拉伸性能

项目	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%
试样1	915	700	11.0
试样2	910	695	10.5
标准	≥ 825	≥ 640	≥ 5.0

为分析故障涡轮后机匣细晶层形成原因,选取1块模拟斜支板承力框架浇注工艺的试验料(与裂纹位置相对应)进行模拟试验。首先检查试验料铸态下的金相组织(如图5(a)所示),合金表面没有发现细晶组织,证明细晶层不是铸造时产生的;切取部分试验料,按故障涡轮后机匣热等静压制度进行热模拟试验,之后对其进行组织分析,此时表面产生了1层细晶组织,如图5(b)所示。上述试验及对机匣热工艺过程分析表明,故障涡轮后机匣表面细晶层是在铸件热等静压工序产生的表面再结晶层。



(a) 原始铸造

(b) 模拟热等静压

图5 模拟试验中试验料的组织形貌

1.6 再结晶层对疲劳特性影响分析

1.6.1 试验方法

从故障涡轮后机匣取板状试样,主要工艺为线切割、磨、镗孔、抛光等。试样的表面状态分为2种,1种是保留原始铸造表面(宽边存在细小再结晶层),另1种是通过磨削去除再结晶层,并使其厚度尽可能与带原始铸造表面的试样一致。对试样分别进行室温和550℃下的疲劳试验,均采用应力控制,应力比为 $\delta = 0.1$,在室温下最大应力分别选取640、783 MPa,在550℃下最大应力为640 MPa。

1.6.2 试验结果

再结晶层对疲劳寿命的影响如图6所示。从图中可见,在室温下可见随着应力的增大,有、无再结晶层试样的循环周次都呈下降趋势;与去除再结晶层的试样相比,有再结晶层试样的疲劳寿命较短,并且结果

较分散,说明铸件热等静压工艺产生的细小再结晶层对其抗疲劳性能有不利影响;在本试验条件下,若去除再结晶层,可使试样在达到同样疲劳寿命时的最大应力提高约20%。

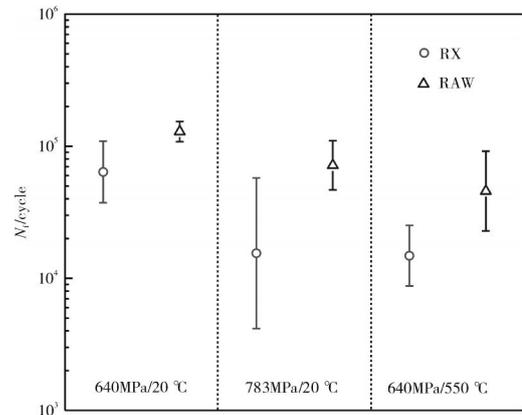
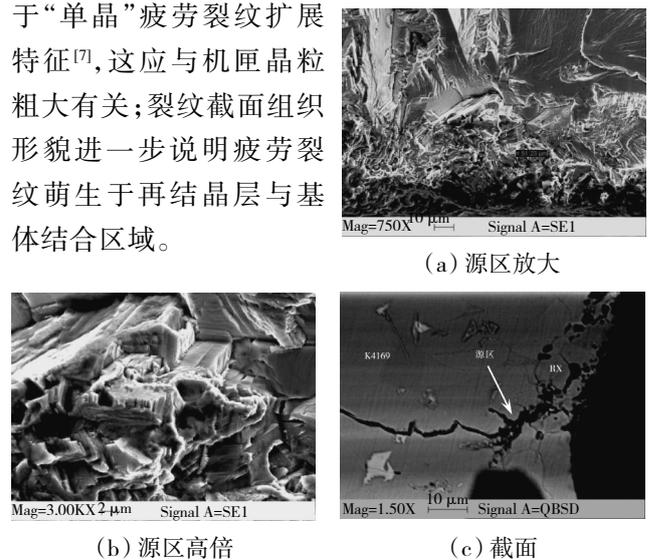


图6 再结晶层对疲劳寿命的影响

在应力相同的条件下,随着温度的升高,有、无再结晶层试样的循环周次都呈下降趋势,且有再结晶层试样的疲劳寿命低于去除再结晶层试样的,进一步说明再结晶层对机匣抗疲劳性能有不利影响。

疲劳试样断口及裂纹形貌如图7所示。从图中可见,放射棱线汇聚于再结晶层(厚度约为50 μm),说明疲劳裂纹萌生于该区域;放大观察,疲劳裂纹以解理小平面和滑移特征萌生于再结晶层与基体结合处;扩展区主要呈河流花样和滑移平面特征,局部类似于“单晶”疲劳裂纹扩展特征^[7],这应与机匣晶粒粗大有关;裂纹截面组织形貌进一步说明疲劳裂纹萌生于再结晶层与基体结合区域。



(a) 源区放大

(b) 源区高倍

(c) 截面

图7 疲劳试样断口及组织形貌

2 失效原因分析

通过对故障涡轮后机匣裂纹断口检查与分析可

知:故障斜支板涡轮后机匣裂纹性质为疲劳,起源于支板与内环转接处外表面。

2.1 铸造冷隔缺陷

起源于铸造冷隔缺陷的疲劳裂纹是由于浇注液熔合不良,在铸件表面形成类似裂纹状的边缘带有圆角的缝隙。在通常情况下,铸件验收标准不允许零件中存在冷隔缺陷,其形成主要与浇注中断、浇注温度低、铸件设计壁厚薄、型腔内排气不畅等有关^[8-9]。该缺陷破坏了材料内部的连续性,不仅降低了后机匣静强度储备,还使局部的高应力(σ_{\max})应力集中,缺陷形状越尖锐,材料的强度越高,塑性越低,应力集中系数也就越大,从而大大降低后机匣整体抗疲劳强度。加之发动机试车过程中不可避免存在振动,在振动应力的作用下,促使故障斜支板涡轮后机匣在原始铸造冷隔缺陷处过早萌生疲劳裂纹。多源萌生于亚表面(距离表面约 0.1 mm)的疲劳裂纹,其氧化颗粒特征区域与组织分析可知的深约 0.1 mm 的细晶层相对应,且能谱分析表明该氧化颗粒特征区域氧化较附近扩展区的明显严重,说明细晶层在工作过程中首先发生开裂、随后开裂处氧化,继而在振动应力作用下,疲劳裂纹在该处过早萌生。

2.2 再结晶层影响

由故障后机匣组织分析和模拟试验可见:细晶层并非是故障涡轮后机匣在工作过程中形成的,而是在热等静压工艺后产生的细小再结晶层(晶粒直径约为 5~30 μm)。目前,未见国内外关于再结晶对铸造等轴晶部件性能影响及其裂纹萌生机制方面的研究,只是在再结晶对定向或单晶高温合金的力学性能影响方面有少量技术资料^[10-14]。依据本试验条件下再结晶对构件疲劳特性的影响结果可知,无论是在室温还是在 550 $^{\circ}\text{C}$ 下,有再结晶层试样的疲劳寿命均低于无再结晶层试样的,说明细小再结晶层的确降低了铸件的抗疲劳性能;从对疲劳试样断口和裂纹组织分析上同样可知,疲劳裂纹萌生于再结晶层与基体结合区域,也进一步说明细小再结晶层对故障涡轮后机匣的抗疲劳性能有不利影响,促使疲劳裂纹过早萌生。为解释这一现象,认为故障部位涡轮后机匣壁厚(约为 2.0 mm)与该部位基体晶粒(直径约为 2.0~4.0 mm)尺寸相当,机匣截面局部可以简化成定向或单晶高温合金。由于再结晶层的承载能力低,且再结晶材料的力学性能、弹性模量等与基体材料的差异很大,在承

载时由于变形不协调使故障部位再结晶区与基体材料界面处产生很大的应力集中,并使再结晶区与基体材料的界面处应力显著增大,促使故障涡轮后机匣在再结晶区与基体材料界面区域过早出现损伤并诱发疲劳裂纹萌生。

2.3 晶粒粗大影响

此外,故障涡轮后机匣未超温使用(基体组织正常),循环应力水平不高(扩展区疲劳条带细密),但故障部位晶粒(直径约为 2.0~4.0 mm)粗大,断面等轴晶比例低,当塑性变形从 1 个晶粒传播到相邻晶粒时,由于晶界少而导致晶界阻力减小,穿过晶界就比较容易;晶粒粗大,还使同时开动的晶内位错和增殖位错率降低,塑性变形不均匀,又使扩展裂纹穿过晶界进入相邻晶粒并改变方向的频率减值,消耗能量减少,促使故障涡轮后机匣裂纹萌生与扩展。周瑞发等研究镍基高温合金 GH33 时,对不同晶粒度的疲劳性能进行比较。同样发现晶粒越细小,疲劳寿命越长,且在较小的晶粒度等级,晶粒大小对疲劳性能的影响越明显,直径小于 1 mm 的晶粒展示出明显提高的疲劳寿命。同时,有研究表明^[15]:在室温及 700 $^{\circ}\text{C}$ 、非大应力(超出机匣设计值)状态下,K4169 合金细晶(晶粒直径约为 0.1 mm)的疲劳性能均优于粗晶(晶粒直径约为 3.8 mm)的;高温持久性能细晶比粗晶高出 1/3。由此可知,故障机匣基体粗大晶粒组织对其使用性能不利,可通过添加细化剂等工艺改进细化基体晶粒,从而提高其综合性能。

3 结论

(1)故障斜支板涡轮后机匣裂纹为疲劳性质,疲劳起源于支板与内环转接处外表面;

(2)铸造冷隔缺陷、细小再结晶层和基体晶粒粗大是促使涡轮后机匣过早疲劳开裂的主要原因;

(3)可采用提高浇注温度、增强浇注液流动性等措施排除冷隔等原始铸造缺陷,通过添加细化剂等工艺使后机匣基体晶粒细化,避免热等静压工艺产生细小再结晶层等措施提高斜支板涡轮后机匣整体抗疲劳性能。

希望此次故障能引起相关科研人员对整体铸造机匣验收质量的高度重视,加强设计制造一体化技术,为今后整体铸造涡轮后机匣的可靠应用提供重要的技术保障。

参考文献:

- [1] 王旭,王世安,张文平.燃气轮机涡轮后机匣温度场及应力分析[J].热能动力工程,2004,19(6):558-561.
WANG Xu, WANG Shian, ZHANG Wenping. Temperature field and stress analysis of rear turbine casing of gas turbine[J]. Journal of Engineering for Thermal and Power, 2004, 19 (6): 558-561. (in Chinese)
- [2] 刘长福,邓明.航空发动机结构分析[M].西安:西北工业大学出版社,2006:117-124.
LIU Changfu, DENG Ming. Aircraft engine structure analysis [M]. Xi 'an. Northwestern Polytechnical University Press, 2006:117-124. (in Chinese)
- [3] 龚梦贤,古远新.涡轮后机匣应力分析[J].燃气涡轮试验与研究,1995(1):29-31
GONG Mengzhen, GU Yuanxin. Turbine after casing stress analysis [J]. Journal of Gas Turbine Test and Research, 1995 (1) : 29 ~ 31 (in Chinese)
- [4] 张栋,陶春虎.失效分析[M].北京:国防工业出版社,2005:133-140.
ZHANG Dong, TAO Chunhu. Failure analysis [M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2005:133-140. (in Chinese)
- [5] 美国金属学会.金属手册第十卷失效分析与预防[M].北京:机械工业出版社,1986:148-150.
The American Society for Metals. The metal handbook 10th roll failure analysis and prevention [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1986: 148-150. (in Chinese)
- [6] 钟群鹏,赵子华,张峥.断口学的发展及微观断裂机理研究[J].机械强度,2005,27(3):358-370.
ZHONG Qunpeng, ZHAO Zihua, ZHANG Zheng. Learn the development and research on fracture micromechanism of fracture [J]. Journal of mechanical strength, 2005, 27(3): 358-370. (in Chinese)
- [7] Shi Z X, Li J R. High cycle fatigue behavior of the Second generation single crystal superalloy DD6[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(5): 998-1003.
- [8] 胡志君.消失模铸件常见缺陷及控制[J].中国铸造装备与技术,2011(3):30-32.
HU Zhijun. Die-lost casting defects and the common control [J]. China Casting Equipment and Technology, 2011(3): 30-32. (in Chinese)
- [9] 李海涛,朱永长,孙鹏飞.消失模铸造常见缺陷及防止措施[J].特种铸造及有色合金,2010,30(5):429-431.
LI Haitao, ZHU Yongchang, SUN Pengfei. EPC common defects and the prevention measures [J]. Journal of Special Casting and Nonferrous Alloys, 2010, 30 (5): 429-431. (in Chinese)
- [10] Zhang B, Lu X, Liu D L, et al. Influence of recrystallization on high-temperature stress rupture property and fracture behavior of single crystal superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 551(1): 149-153.
- [11] Okazaki M, Hiura T, Suzuki T. Effect of local cellular transformation on fatigue small crack growth in CMSX-4 and CMSX-2 at high temperature[C]// Superalloys 2000. Warrendale: TMS, 2000: 505-514.
- [12] He Y H, Hou X Q, Tao C H, et al. Recrystallization and fatigue fracture of single crystal turbine blades [J]. Engineering Failure Analysis, 2011, 18(3): 944-949.
- [13] 陶春虎,张卫方,李运菊,等.定向凝固和单晶高温合金的再结晶[J].失效分析与预防,2006,1(4):1-9.
TAO Chunhu, ZHANG Weifang, LI Yunju, et al. The recrystallization of directional solidification and single crystal superalloy [J]. Journal of Failure Analysis and Prevention, 2006, 1(4) : 1-9. (in Chinese)
- [14] 张兵,李田华,周静怡.定向凝固和单晶高温合金再结晶影响因素[J].航空科学技术,2014,25(5):109-113.
ZHANG Bing, LI Tianhua, ZHOU Jingyi. The directional solidification and single crystal superalloy recrystallization factors [J]. Aerospace Science and Technology, 2014, 25(5) : 109-113. (in Chinese)
- [15] 杨爱民.K4169高温合金组织细化及性能优化研究[D].西安:西北工业大学,2002.
YANG Aimin. K4169 superalloy refinement and performance optimization research [D]. Xi 'an: Northwestern Polytechnical University, 2002. (in Chinese)

(编辑:刘静)