

火焰筒头部铸件裂纹产生原因及消除

尹湘蓉, 刘卫东, 杨 钢, 马红俐, 邓 娟, 龚晓宁

(中国航发航空科技股份有限公司, 四川成都 610503)

摘要: 发动机试车后, 材料为铸造K403合金的火焰筒头部某处出现裂纹。采用宏观和微观断口、化学成分、金相组织以及能谱分析等试验方法, 对裂纹原因进行分析, 并对零件开展了热处理工艺模拟试验和金相组织对比。结果表明: 该火焰筒头部裂纹与铸造过程中残余应力有关, 应力裂纹在零件热处理时进一步扩展。应力裂纹属于制造过程中产生的缺陷, 通过减少铸件残余应力、增加必要的无损检测等措施可消除。

关键词: K403合金; 火焰筒头部; 铸件; 裂纹; 残余应力

航空发动机燃烧室由高温合金材料制备的多个火焰筒组成, 火焰筒是发动机燃烧室的重要组件之一, 经火焰筒头部制成的空气进入能产生旋转, 使火焰筒内产生回流区, 以利于形成点火源^[1-2]。火焰筒内是压缩空气与燃油混合及燃烧的区域, 筒内温度高, 因此火焰筒及各段连接处分布着许多气膜孔, 以引入冷却气流, 在内壁形成冷却气膜, 同时火焰筒内壁一般也有涂层或渗铝层。该火焰筒头部采用K403母合金铸造成形, 最高工作温度为650℃, 工作过程中主要承受发动机的振动应力^[1, 3]。K403是镍基沉淀硬化型等轴晶铸造高温合金, 合金由多种金属元素进行综合强化, 使用温度在1 000℃以下^[4-6]。

某型航空发动机试车时间15 h左右, 停车故检时发现火焰筒头部有目视可见的裂纹。为了确定裂纹产生原因, 在火焰筒头部裂纹部位断口取样, 采用光学金相显微镜、扫描电子显微镜等仪器, 对裂纹件进行断口分析、金相组织检查, 结合零件模拟件热处理工艺试验和金相组织对比分析等方法, 开展零件制造工艺过程分析研究, 从而阐述了裂纹形成原因, 提出了优化改进措施建议, 并进行了工艺验证。

1 试验分析与结果

火焰筒头部材料为K403合金, 其主要化学成分(质量分数, %)为: 0.15 C, 10.7 Cr, 5.6 Co, 4.5 Mo, 5.3 W, 5.60 Al, 2.6 Ti, 0.1 Mn, 0.1 Fe, 0.04 Zr, 0.09 Si, 余为Ni含量。火焰筒头部铸件为Ⅲ类件, 供应状态为铸态, 利用真空感应熔炼炉将K403母合金锭进行重熔浇注制备而成。同批次的铸件每组2件, 浇注了16组共32件, 该批铸件入库前100%进行荧光和X光检查, 荧光检查发现夹渣问题共报废7件, X光检查疏松问题共报废1件, 剩余件吹砂、清理打磨、检验合格后入库, 无铸件因变形而采取矫正及消应力处理情况。

1.1 裂纹件宏观观察

本次试验材料为工厂试车后火焰筒组件上的头部裂纹件, 其裂纹位置、宏观形貌见图1, 裂纹沿圆周方向跨越零件外表面第1排、第2排的5个的U形孔连接段, 且其中3个孔内壁对应处有目视可见的裂纹。将火焰筒头部与第1段分解后观察, 火焰筒头部外侧可见裂纹为5处, 按顺时针方向编号为①-⑤。火焰筒头部裂纹件, 内侧表面涂有色搪瓷, 内侧可见裂纹3处(①-③), ④和⑤处裂纹未穿透, 涂层裂纹部位与周

作者简介:

尹湘蓉(1968-), 女, 高级工程师, 硕士, 主要研究方向为金属材料及热加工工艺。E-mail: 1106531505@qq.com

中图分类号: TG245

文献标识码: B

文章编号: 1001-4977(2020)

01-0084-05

收稿日期:

2019-07-09 收到初稿,

2019-09-15 收到修订稿。

围基体区域颜色基本一致，未见异常外来损伤痕迹，见图1a、b。放大后观察头部裂纹外侧、内侧，裂纹均呈锯齿状扩展，内侧可见裂纹部位搪瓷涂层均有不同程度的剥落。对裂纹件裂纹位置共16处铸造的U形孔外观质量、尺寸进行检查，结果符合技术要求，无铸瘤、毛刺、氧化皮。

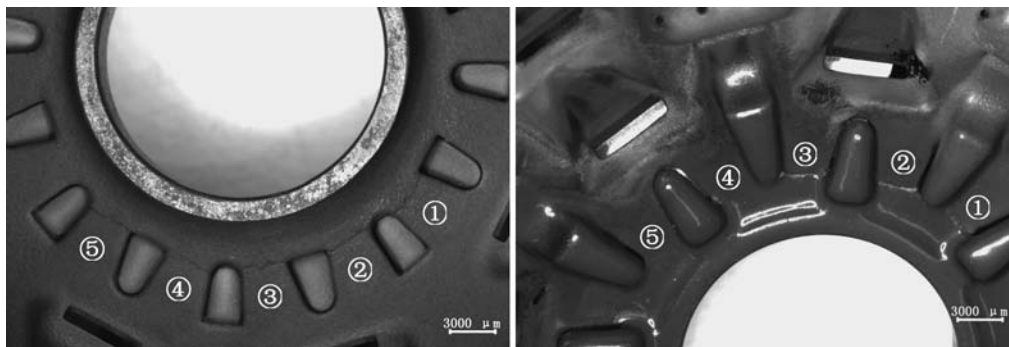
1.2 断口微观观察及能谱分析

在裂纹位置取样，①-③号裂纹断口均呈深黑色，断口氧化严重。在扫描电镜下观察，①号裂纹断口整体形貌见图2，从放射棱线可以看出源区位于火焰筒头部外侧，呈线源特征，源区、扩展区均被较厚的氧化物覆盖，无明显断裂形貌。对源区覆盖物进行能谱分析结果见表1，其内除含有大量的O元素外，其余均为材料正常的合金元素，未见其他外来的元素，扩展区能谱分析也基本类似。②号、③号裂纹断口与①号裂纹断口基本相似，表面被氧化物覆盖，同样无明显的

断裂形貌特征。

1.3 金相组织检查及能谱分析

沿图1所示⑤号裂纹箭头面磨制金相试样，观察裂纹呈锯齿状扩展，裂纹开口较大，向内逐渐变窄，裂纹部位未见显微疏松等缺陷，裂纹内部可见明显的氧化特征，在主裂纹起始部位两侧还可见到线性的氧化缺陷。经腐蚀后观察，裂纹内部及头部表面均可见到明显的合金贫化特征，裂纹呈穿晶扩展，裂纹内部和火焰筒头部外侧合金贫化深度基本一致，合金贫化层深度为20~30 μm，见图3。裂纹附近金相组织正常，由 $\gamma + \gamma' + (\gamma + \gamma')$ 共晶+碳化物组成，见图4。对裂纹两侧采用能谱线扫描方式进行分析，结果显示裂纹两侧合金贫化主要为Ni、Co、Mo、W等元素，见图5。观察裂纹附近和远离裂纹位置的高倍组织，高倍组织显示 γ' 尺寸和形貌未见明显差异，③号裂纹金相检查结果与⑤号裂纹检查结果相似。

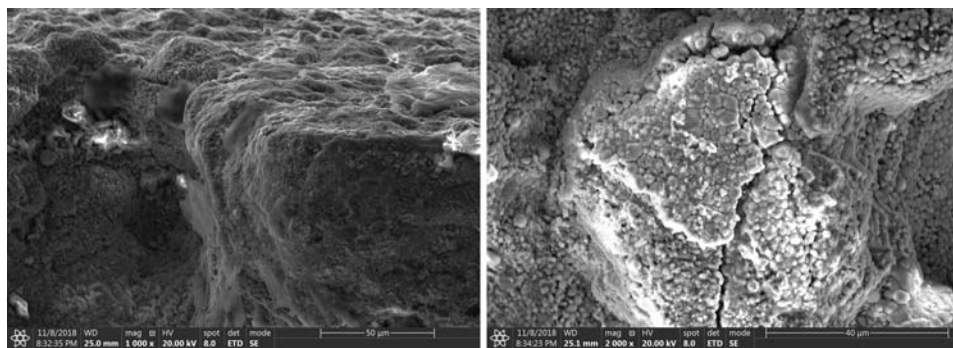


(a) 外表面

(b) 内表面

图1 火焰筒头部裂纹形貌

Fig. 1 Crack morphology of combustion liner head



(a) 断口形貌

(b) 源区形貌

图2 ①号裂纹断口形貌及源区

Fig. 2 Morphologies of fracture and origin area of crack No.1

表1 ①号裂纹断口源区覆盖物能谱分析结果

Table 1 SEM-EDS results of the covering on the fracture origin area of crack No.1

O	Al	Si	Ti	Cr	Co	Ni	总量	$w_B / \%$
12.60	1.73	0.79	1.90	4.62	5.47	72.89	100	

1.4 化学成分

在裂纹件裂纹位置附近取样进行化学成分分析,结果显示材料化学成分符合技术条件要求,见表2。

1.5 铸件尺寸检查

在检查火焰筒头部的第1、2排U形孔尺寸时发现,由陶芯形成的第1、2排U形孔在转接R处为尖角,尖角处也是应力集中部位。此外,实际检测了原型机的第1、2排U形孔转接R处为R0.4~R0.6 mm,其余未见异常。

1.6 零件热处理工艺模拟试验后合金贫化层检查

火焰筒组件的主要加工过程为:火焰筒头部铸件→加工→荧光检查→X光检查→火焰筒组件配套→焊缝X光检查→热处理(工序A)→加工、打孔、校正→焙烧除油(工序B)→吹砂→喷高温陶瓷(工序C)→渗铝(工序D)→成品终检→装配试车。其中,涉及工序A(热处理消应力:1 160 ℃±10 ℃,5~10 min)、工序B(焙烧除油:920 ℃±10 ℃,5~10 min)、工序C(喷高温陶瓷:1 180 ℃,3~7 min)、工序D(渗铝扩散:950 ℃±10 ℃,4~6 h)等四个工序是较高温度的热过程,且只有工序D(渗铝扩散)是在真空环境中进行,工序A、B、C均在大气气氛下进行。

选取1件同材料同状态的报废头部铸件(未经热处理、校正),按照裂纹件对应相同位置分别取5个试样进行热处理模拟试验,模拟火焰筒组件加工工序中经历的工序A、B、C热过程,试样合金贫化层深度检查结果接近裂纹件的合金贫化层深度,由此初步判断裂纹形成于试车之前,产生的环节可能在火焰筒头部无损检查工序后、火焰筒组件热处理工序A或之前。

2 试验结果分析与讨论

2.1 裂纹原因分析

从试验结果可知,裂纹源区断口分析、金相组织检查未见明显的夹渣、疏松等缺陷,裂纹件材料成分、金相组织正常,这表明本次裂纹的起源与材质异常以及夹渣、疏松等缺陷无直接关系。裂纹件裂纹内部的合金贫化程度与零件表面一致,同时火焰筒头部最高工作温度仅为650 ℃,工作过程中主要受发动机的振动应力,零件工作时间也只有十多个小时,这表明

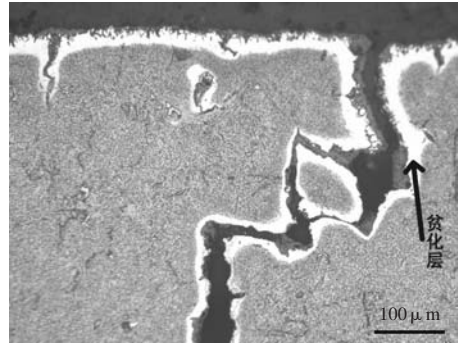


图3 ⑤号裂纹的合金贫化金相特征
Fig. 3 Alloy elements-deficient metallographic characteristics for crack No.5

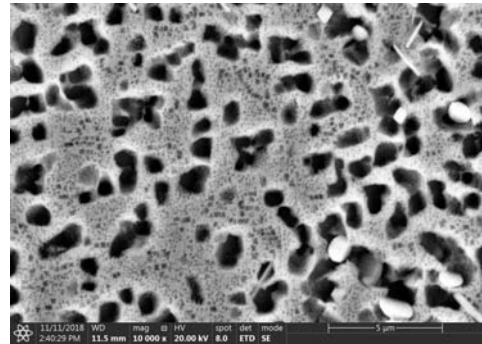


图4 ⑤号裂纹附近区域的显微组织
Fig. 4 Microstructure of area near crack No.5

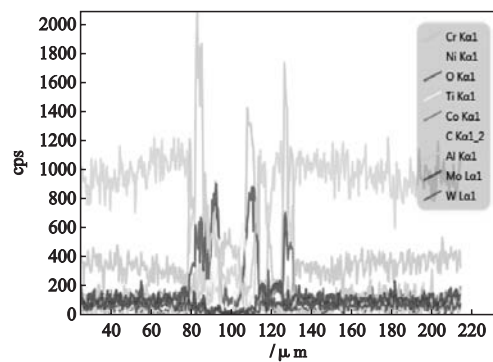


图5 ⑤号裂纹断口的能谱分析结果
Fig. 5 SEM-EDS result of crack No.5

表2 裂纹件主要元素化学成分分析结果
Table 2 Chemical analysis results of main elements in parts having cracks

项目	C	Co	Cr	Mo	W	Mn	Al	Ti	Fe	Si	Zr	$w_B / \%$
分析含量	0.15	5.8	10.7	4.5	5.3	0.01	5.6	2.6	0.1	0.9	0.04	
技术要求	0.11~0.18	4.5~6.0	10.0~12.0	3.8~4.5	4.8~5.5	≤0.50	5.3~5.9	2.3~2.9	≤2.0	≤0.05	0.03~0.08	

头部表面及裂纹内部的合金贫化不是在试车的工作温度下产生的，因此也排除了裂纹产生在试车过程的可能性，需要进一步查找试车前的制造过程中可能导致零件裂纹的原因。

通过观察火焰筒头部的结构发现：16个U形孔均布在壁厚为5.5 mm的圆柱周围，第1、2排U形孔边缘壁厚仅2 mm且存在尖角。从设计图纸和实物的外观来看，在U形孔位置存在尖角，存在有应力集中的风险。但在复查制造过程时，发现本裂纹件批次未经过校正及校正后的去应力热处理，入库前经过100%荧光和X光检查未发现裂纹，同时复查该批次火焰筒头部毛坯X光底片以及机加后零件该部位X光底片也未发现裂纹，因此孔边应力集中导致裂纹的风险有可能存在，但不是本次裂纹直接或主要原因。

进一步复查火焰筒头部的铸件结构和铸造工艺过程，铸件为填砂浇注，铸造时为保证铸件顺序凝固减少疏松，内浇口设置在圆柱孔上端面厚大部位处，合金液浇注充型后，不连续的U形孔有可能在合金铸造过程中产生收缩应力，见图6。工艺规定浇注后铸件必须在砂箱内保持5 h以上才能取出，为了使铸件彻底冷却减少应力，从砂箱中取出的模组必须冷却到室温后才允许打箱脱壳。对于薄壁铸件，打箱时敲击、脱壳温度控制不当或浇注系统内浇口在砂轮切割机上进行切割控制不当，都极易给薄壁铸件带来裂纹或残余应力。同时，经过敲击的铸件即使暂时未发现裂纹，但储存了较大的残余应力后，在火焰筒头部 $\Phi 21$ 孔的机加过程中的进刀量控制对于壁厚只有2 mm的头部而言，薄壁零件承受的加工应力也是残余应力来源之一。

当上述残余应力叠加时，铸件在后续较高温过程中残余应力释放是有可能产生裂纹的。同时，在火焰筒头部整个组件加工完成后，未在组件状态下对火焰筒头部进行无损检查，这也是裂纹存在的潜在风险之一。

结合前述铸件热处理模拟试验和裂纹件断口、金相组织检查分析的结果可知：①本次裂纹的起源与材质异常以及夹渣、疏松等缺陷无直接关系；②裂纹形成于试车之前，产生的环节可能在火焰筒头部组件荧光检查工序后，火焰筒组件工序A热处理消应力工序（含）之前；③本次裂纹产生的主要原因可能是在薄壁铸件工艺过程中个别铸件打箱时敲击、脱壳温度控制不当或在砂轮切割机上切割浇注系统内浇口时控制不当等因素的共同作用下，头部孔边聚集的残余应力在后续热处理过程中应力释放而导致的锯齿状裂纹；④火焰筒头部铸件16个铸造的U形孔存在尖角、头部机加过程中 $\Phi 21$ 孔及端面的机加进刀量较大、火焰筒组件状态下无头部X光检查等都是导致本次裂纹产生的次要原因。

2.2 防止裂纹的改进措施验证

基于上述可能的原因分析和排查，并结合制造工艺和检验情况，针对火焰筒采取了以下六条措施进行工艺改进验证，验证批次火焰筒未发生类似的裂纹现象。

（1）进一步细化火焰筒头部铸件工艺规程中打箱操作要求，规定从砂箱中取出的模组必须冷却到室温后才允许打箱脱壳，脱壳时严禁敲打到金属铸件。

（2）火焰筒头部铸件第1排、第2排16个铸造的U形孔尖角处进行倒圆角 $R0.5$ ，避免应力集中导致的裂纹风险，对模具进行修模。

（3）火焰筒头部铸件第1排、第2排U形孔下方舌片位置不允许矫正。

（4）在头部机加过程中减少 $\Phi 21$ 孔及端面的机加进刀量，进刀量按单边不大于0.5 mm控制，避免机加工时残余应力对薄壁火焰筒头部带来的不利影响。

（5）在火焰筒头部铸件工艺规程中增加1 050 ℃，保温2~2.5 h真空去应力处理，以确保铸件残余应力充分消除。

（6）火焰筒组件在喷完高温陶瓷后（终检前）增加对火焰筒组件状态下头部的X光检查，确保火焰筒装配前质量符合要求。

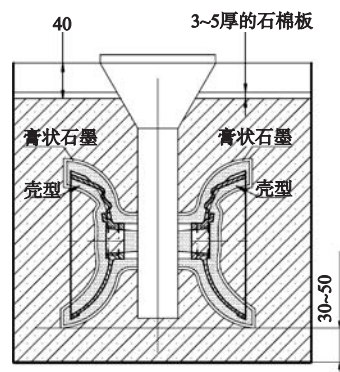


图6 火焰筒头部填砂铸造装箱示意图

Fig. 6 Schematic diagram of sand-filling casting packing of combustion liner head

3 结论

（1）火焰筒头部化学成分和金相组织符合技术要求。

（2）火焰筒头部裂纹为应力裂纹，形成于试车之前，产生的环节可能在火焰筒头部组件荧光检查工序后，火焰筒组件热处理消应力工序（含）之前。

（3）采取减少铸件残余应力、增加铸件消应力处理、增加火焰筒组件状态下头部无损检测等措施，能够有效地防止火焰筒头部裂纹再次发生。

参考文献:

- [1] 王云. 航空发动机原理 [M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2009.
- [2] 陈益林. 航空发动机试车工艺 [M]. 北京: 北京航空航天大学出版社, 2010.
- [3] 高温合金手册编写组. 中国高温合金手册: 下卷 [M]. 北京: 中国标准出版社, 2012.
- [4] 刘君, 孙志超, 唐文亭. K403镍基铸造合金热暴露后的微观组织与性能 [J]. 铸造, 2013, 62 (7): 612-615.
- [5] 赵会彬, 周同金, 冯微. K403镍基高温合金圆形平板铸件热裂倾向分析及解决措施 [J]. 铸造, 2017, 66 (6): 554-558.
- [6] 吴廷宝, 于兴福, 满延林, 等. 真空感应熔炼的碳烧损及氧含量影响因素研究 [J]. 铸造, 2013, 66 (1): 1-3.

Formation Causes and Elimination of Casting Cracks in Combustion Liner Head

YIN Xiang-rong, LIU Wei-dong, YANG Gang, MA Hong-li, DEN Juan, GONG Xiao-ning
(AECC Aero Science and Technology Co., Ltd., Chengdu 610503, Sichuan, China)

Abstract:

After engine trial run, the combustion liner head made of cast K403 alloy appeared cracks. Macroscopic and microscopic fracture, chemical composition, metallographic structure and energy spectrum analysis were used to analyze the formation causes of cracks, and heat treatment process simulation test and metallographic structure comparison were carried out. The results show that the crack in the head of the flame tube is related to residual stress producing in casting process, and the stress cracks will further extend during heat treatment of the parts. Since stress crack is a kind of defect producing in the manufacturing process, it can be eliminated by reducing the residual stress of castings and increasing the necessary non-destructive testing.

Key words:

K403 alloy; combustion liner head; casting; crack; residual stress
