

DD6 单晶合金涡轮叶片排气窗裂纹分析

田 昊,宋文兴,马世岩,王 雷,李 青
(中国航发沈阳发动机研究所,沈阳 110015)

摘要:针对 DD6 单晶合金涡轮叶片在试车一定时数后发生的排气窗裂纹故障,通过裂纹特征观察、断口形貌对比、金相组织检查、化学成分分析和微裂纹模拟试验等方法,进行裂纹性质及产生机理的研究。结果表明:叶片排气窗裂纹性质为疲劳裂纹,起源于间隔墙转接部位再结晶晶界处的微裂纹;试车时振动应力的作用使微裂纹扩展;间隔墙部位的再结晶晶粒在试车前已经存在,与过大的铸造残余应力有关,再结晶检验时腐蚀液侵蚀再结晶晶界形成微裂纹;在叶片铸造时,型芯强度对间隔墙再结晶有明显影响,型芯的强度越高,产生再结晶的几率越大。

关键词: DD6 单晶合金;涡轮叶片;疲劳裂纹;再结晶;铸造残余应力;航空发动机

中图分类号: V232.4

文献标识码: A

doi: 10.13477/j.cnki.aeroengine.2020.01.016

Crack Analysis of Exhaust Window of DD6 Single Crystal Alloy Turbine Blade

TIAN Hao, SONG Wen-xing, MA Shi-yan, WANG Lei, LI Qing

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

Abstract: In view of the crack failure of exhaust window of DD6 single crystal alloy turbine blade after a certain number of hours of the test run, the crack property and mechanism were studied by means of crack characteristics observation, fracture morphology comparison, metallographic examination, chemical composition analysis and microcrack simulation test. The results show that the crack property of the blade exhaust window is fatigue crack, which originates from the recrystallization boundary of the partition wall. The action of vibration stress during test run makes the crack propagation. Recrystallization grain of the partition wall part has existed before the test run, which is related to the excessive casting residual stress, and the corrosion liquid attack the recrystallization grain boundary to form the microcrack at the time of the recrystallization test. In blade casting, the strength of the core has an obvious effect on the crystallization of the partition wall. The higher the strength of the core, the greater the probability of recrystallization.

Key words: DD6 single crystal; turbine blade; fatigue crack; recrystallization; casting residual stresses; aeroengine

0 引言

涡轮叶片是航空燃气涡轮发动机的重要热端部件,直接承受来自燃烧室炽热气体的冲刷,需要在高温、高压及高速旋转的恶劣环境下长时间可靠工作^[1-2]。资料表明^[3],涡轮前燃气温度每提高 100 K,发动机的推重比提高 10%左右,所以提高涡轮叶片的耐高温能力对提升发动机性能至关重要。

镍基单晶合金具有优良的高温性能,是世界各国制造航空发动机涡轮叶片的首选材料^[4-9]。中国已经成功研制一系列镍基单晶合金,DD6 是第 2 代高温合

金中的典型代表,其拉伸、持久、抗氧化及耐热腐蚀等性能在国内外第 2 代单晶合金中处于领先水平^[10],还具备高温强度高、组织稳定、铸造工艺性好及材料成本低等优点,已经得到广泛应用。但某型 DD6 单晶合金叶片成品率不到 30%,其中因为表面再结晶导致的不合格占问题叶片的一半以上^[11],成为航空发动机研制中亟待突破的瓶颈。

近 10 年来,针对频发的 DD6 单晶合金表面再结晶问题,国内的研究人员开展了大量关于再结晶机理和制造工艺影响的探索与攻关。李嘉荣^[12-13]揭示了

收稿日期:2018-10-16 基金项目:航空动力基础科研项目资助

作者简介:田昊(1993),男,硕士,主要从事单晶涡轮叶片设计工艺性研究工作;E-mail:tianhao16@yeah.net。

引用格式:田昊,宋文兴,马世岩,等. DD6 单晶合金涡轮叶片排气窗裂纹分析[J]. 航空发动机, 2020, 46(1): 80-85. TIAN Hao, SONG Wenxing, MA Shiyan, et al. Crack analysis of exhaust window of DD6 single crystal alloy turbine blade [J]. Aeroengine, 2020, 46(1): 80-85.

DD6 单晶合金发生表面再结晶的条件和微观机理;关于截面畸变区域再结晶的形成机理,马健等^[11]研究了 DD6 单晶叶片缘板再结晶裂纹,结果表明:再结晶在试车前已经存在,是缘板区域在凝固时因过大的铸造热应力析出碳化物,在其后的热处理过程形成晶界富钨的再结晶晶粒;DD6 高温合金与陶瓷型壳会发生界面反应,引起叶片表面再结晶,姚建省等^[14]探究了界面反应机理,指出降低型壳内的气孔率能减少毛细作用的产生,从而有效抑制界面反应;柳百成^[15-16]院士团队针对固溶处理中加热温度和枝晶结构对再结晶影响开展研究,指导铸造工艺的改进优化;刘丽荣^[17]以铸态和固溶态的 DD6 合金试棒为试验对象,通过进行表面吹砂和热处理得到再结晶层,发现 2 种试样的再结晶层厚度均随吹砂时间增加而增大,而合金的持久性能会随再结晶层厚度的增大而降低。

但是迄今为止,对于 DD6 单晶合金涡轮叶片截面突变区域再结晶机理的揭示,以及型芯材料对再结晶影响的研究比较少。为此,本文对 DD6 单晶合金涡轮叶片在整机试车一定时数后发现的排气窗裂纹进行分析,复查生产工艺,并采用模拟试验进行深入探索,为避免 DD6 单晶合金涡轮叶片出现再结晶提供借鉴。

1 试验方法

某型发动机在整机试车 24 h 23 min 后分解检查,荧光检测发现其中超过 2% 的 DD6 单晶合金涡轮叶片存在裂纹。此涡轮叶片为具有复杂冷却结构的气冷叶片,叶身尾缘盆部有若干个供内腔冷却气流排出的排气窗,相邻的排气窗由间隔墙分隔,故障裂纹均位于叶身中部的排气窗附近。为确定叶片排气窗裂纹的性质,将裂纹部位打开,在 VHX-1000 型视频显微镜下观察断口特征;利用超声波清洗裂纹断口,在 LEO1450 型扫描电镜下观察源区形貌;同时还发现故障叶片剩余间隔墙全部存在表面微裂纹,解剖这些间隔墙,在磨制、抛光、腐蚀后进行金相组织观察,确定微裂纹的性质。

为探究排气窗裂纹与间隔墙处表面微裂纹的关系,在故障叶片上随机选取 1 个具有表面微裂纹的间隔墙进行试验,打开微裂纹以观察断口形貌,与排气窗裂纹的断口进行对比。在叶片裂纹部位和完好部位上截取试样,通过扫描电镜附带的 IE250X-Max50 型

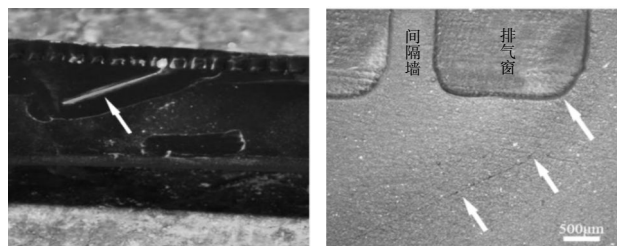
能谱分析仪对其化学成分进行检测与对比。

复查叶片的生产流程,在热处理工序后有使用腐蚀液进行再结晶检验的工序,推断间隔墙表面的微裂纹应为该工序中腐蚀液侵蚀再结晶晶粒的晶界所致。为验证此观点,设计模拟微裂纹形成的试验:在没有再结晶的 DD6 单晶合金涡轮叶片上截取试样,根据单晶合金再结晶的产生机理,通过敲击使样品产生塑性变形;在再结晶温度以上保温一定时间产生再结晶;模拟再结晶检验工序,对试样腐蚀处理 20 min,并在高温下保温一定时间模拟试车过程,观察腐蚀后样品再结晶处的形貌,与试车后形成的微裂纹进行对比。

2 试验结果

2.1 裂纹宏观特征

某故障叶片的荧光检测结果如图 1(a)所示。从图中可见,箭头所指示的绿色线段是裂纹的荧光显示,根据照片可判断裂纹位于叶身尾缘。在荧光检测后清洗叶片,叶片整体均未见超温变色现象。在视频显微镜下放大观察该故障叶片的裂纹形貌,如图 1(b)所示。从图中可见,裂纹位于叶身尾缘盆部沿叶高方向的中部区域,在叶片排气窗附近水平扩展,然后转折朝叶尖方向,排气窗内部未发现明显裂纹。裂纹方向与叶身高度方向约呈 45° 扩展,叶片表面裂纹长度约为 21 mm。



(a) 荧光检测结果

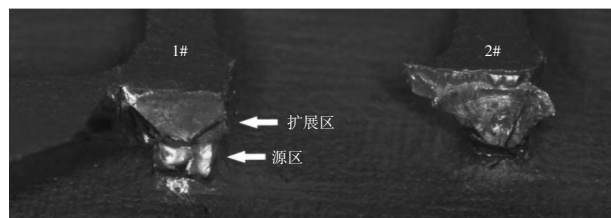
(b) 裂纹局部放大形貌

图1 故障叶片荧光检测结果和排气窗裂纹局部放大形貌

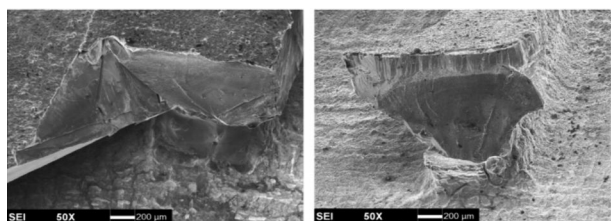
2.2 断口形貌观察

故障叶片裂纹的断口宏观形貌如图 2(a)所示。其中 1# 间隔墙为裂纹附近的间隔墙,2# 间隔墙是在打开裂纹过程中顺带打开的为 1# 和 2# 间隔墙在扫描电镜下的整体形貌,分别如图 2(b)、(c)所示。从图 2(a)、(b)中可见,1# 间隔墙断口呈灰黑色,为典型的疲劳弧线和放射棱线特征,表明叶片裂纹性质为疲劳裂纹。根据疲劳弧线和放射棱线的方向,可判断断口疲劳起始于叶片尾缘间隔墙的内腔转角处,源区部位

颜色光亮,呈沿晶轮廓。从图 2 中可见,2# 间隔墙断口也具有典型的疲劳弧线和放射棱线特征,根据疲劳弧线和放射棱线方向判断断口疲劳同样起始于排气窗间隔墙的转角处,且转角处存在与源区相连的异常微裂纹。



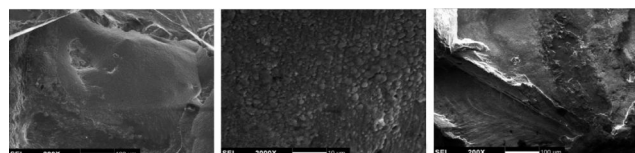
(a) 间隔墙断口的宏观形貌



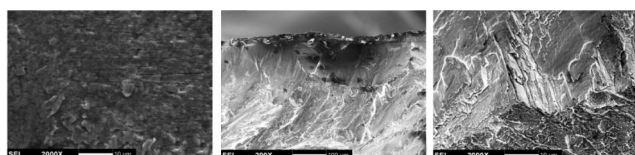
(b) 1# 间隔墙的断口形貌 (c) 2# 间隔墙的断口形貌

图 2 间隔墙断口形貌

在扫描电镜中进一步放大观察 1# 间隔墙断口形貌,疲劳源区的低倍形貌如图 3(a)所示。从图中可见,疲劳源区与疲劳扩展区形成明显分界,未见断裂特征,断面光滑且氧化严重。疲劳源区的高倍形貌如图 3(b)所示。从图中可见,表面为致密的氧化颗粒,未见承受机械载荷断裂的形貌特征,表明整个断口源区并非在试车过程中形成。裂纹扩展区的低倍形貌如图 3(c)所示。从图中可见典型的放射棱线。裂纹扩展区的高倍形貌如图 3(d)所示。从图中可见,扩展区断面被氧化膜覆盖,具有标准的疲劳条带特征。人为打开区的低倍形貌和高倍形貌分别如图 3(e)、(f)所示。



(a) 疲劳源区低倍形貌 (b) 疲劳源区高倍形貌 (c) 裂纹扩展区低倍形貌



(d) 裂纹扩展区高倍形貌 (e) 人为打开区低倍形貌 (f) 人为打开区高倍形貌

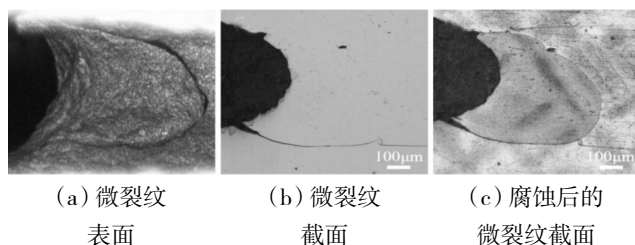
图 3 疲劳断口的扫描电镜图像

从图中可见,呈现出滑移加韧窝的断裂特征,与疲劳源区和裂纹扩展区的形貌有明显差异。

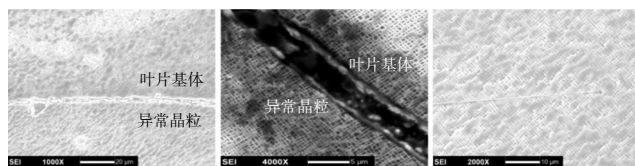
2.3 金相组织检查

视频显微镜中间隔墙处微裂纹的典型形貌如图 4(a)所示。在检查排气窗间隔墙情况时,发现故障叶片剩余间隔墙内腔转接部位均有表面微裂纹。为分析间隔墙微裂纹的性质,解剖这些间隔墙以制取金相试样,进行磨制、抛光、腐蚀后观察。微裂纹的截面形貌如图 4(b)所示。从图中可见,有疑似裂纹延展进入叶片基体。腐蚀后的截面形貌如图 4(c)所示。从图中可见,该处存在异常晶粒,尺寸约为 0.66 mm,微裂纹沿异常晶粒边界产生,且与该处异常晶粒截面在形貌和尺寸上一致;在晶粒约 0.64 mm 处存在 1 个台阶,台阶后裂纹平直扩展。

在扫描电镜中观察异常晶粒边界,发现异常晶粒 γ' 相与叶片基体 γ' 相的位向存在一定偏差,如图 4(d)所示,高倍图像(如图 4(e)所示)证明了二者位向的不同。图 4(f)说明在台阶后,平直裂纹两侧 γ' 相的位向一致,可以初步判断该平直裂纹为疲劳裂纹,源于晶粒边界。



(a) 微裂纹表面 (b) 微裂纹截面 (c) 腐蚀后的微裂纹截面



(d) 异常晶粒 γ' 相的位向 (e) 异常晶粒 γ' 相的位向 (f) 平直裂纹两侧 γ' 相的位向

图 4 微裂纹与其两侧晶粒取向

2.4 微裂纹的打开

为探究疲劳裂纹与间隔墙处表面微裂纹的关系,在故障叶片上选取 1 个具有表面微裂纹的间隔墙,微裂纹形貌如图 5(a)所示。打开其表面微裂纹,得到的断口形貌如图 5(b)所示。从图中可见,微裂纹断口呈黑色,上面存在蓝色的疲劳扩展区,源区和扩展区存在明显的分界线。

将断口在扫描电镜中放大观察,源区的高倍形貌如图 5(c)所示。从图中可见,微裂纹断口主要为氧化颗粒,未见承受机械载荷断裂的特征,与图 3(b)形貌相似。裂纹扩展区的高倍形貌如图 5(d)所示。从图中可见,具有疲劳条带特征,与图 3(d)形貌相似。通过微裂纹断口与疲劳裂纹断口的形貌对比,可推断出疲劳起始于间隔墙处的微裂纹。

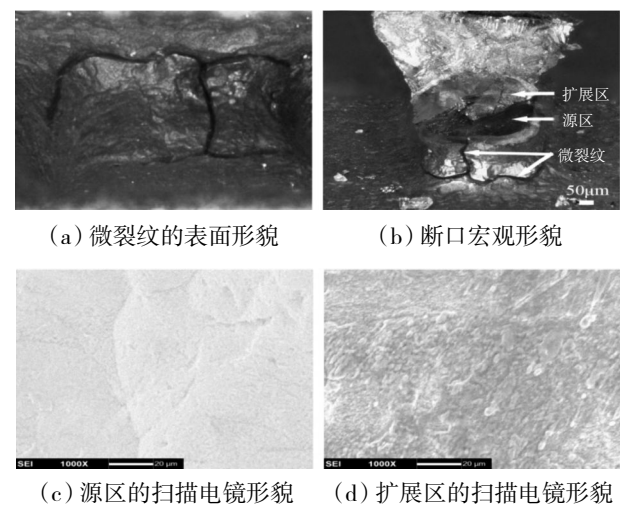


图 5 微裂纹断口形貌与扫描电镜图像

2.5 化学成分分析

使用能谱分析仪对故障叶片的排气窗裂纹部位和基体完好部位进行化学成分分析,检测结果见表 1。从表中可见,裂纹和基体部位的元素质量分数没有明显差异,都基本符合 DD6 单晶合金技术标准。

表 1 DD6 单晶合金涡轮叶片化学成分检测结果

元素	质量分数 /%		
	技术标准	裂纹部位	基体部位
Al	5.2~6.2	5.12	5.03
Cr	3.8~4.8	3.97	4.12
Co	8.5~9.5	8.68	8.45
Nb	0.6~1.2	0.99	0.94
Mo	1.5~2.5	2.21	1.70
Ta	6~8.5	7.16	7.24
W	7.0~9.0	7.37	9.11
Re	1.6~2.4	1.76	2.24
Hf	0.05~0.15	0.35	0.73
Si	≤0.20	0.18	0.03

2.6 微裂纹模拟试验

在模拟微裂纹形成的试验中,确认试样上有再结晶后,对其进行 20 min 腐蚀并在 1000 ℃下保温 2 h,

得到的再结晶晶粒形貌如图 6(a)所示。从图中可见,保温后的试样呈灰白色,再结晶晶粒的边界形貌与故障叶片间隔墙处微裂纹的形貌相似。沿图 6(a)中 yOz 平面截取再经过打磨、抛光和腐蚀后的截面形貌如图 6(b)所示。从图中可见,箭头所指为再结晶晶界边缘的楔形缺口,这与图 6(c)中故障叶片间隔墙腐蚀后再结晶晶粒表面的楔形缺口形貌相似。该楔形缺口的位置对应 xOz 平面上的微裂纹,表明故障叶片间隔墙处微裂纹应为再结晶检验工序中晶界被腐蚀的结果。

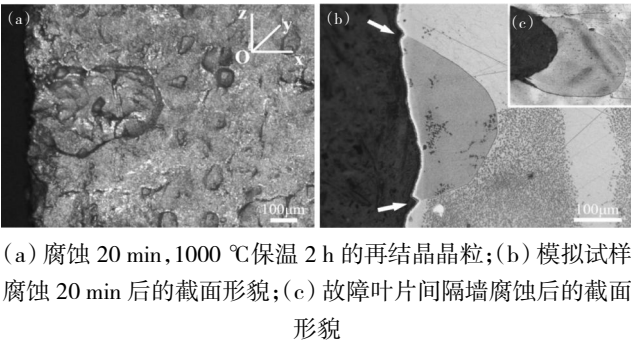


图 6 模拟试样与截面形貌对比

3 讨论

3.1 叶身裂纹的产生机理

故障叶片排气窗裂纹的断口具有源区、疲劳扩展区和人为打开区 3 个不同的特征区域,为典型的疲劳裂纹断口,呈多源开裂特征。其中源区位于内腔间隔墙转接处,断面光滑且氧化严重,具有沿晶断裂特征,未见承受机械载荷断裂的形貌,说明在试车前已经形成,并长时间暴露在试车过程的高温环境中。同时发现叶片内腔其他间隔墙的转接处全部存在微裂纹,微裂纹的截面图像显示该部位具有再结晶,微裂纹沿再结晶晶界产生。人为打开微裂纹形成断口形貌,与排气窗裂纹的断口形貌相似,且源区部位相同,表明排气窗裂纹由内腔间隔墙转接处的微裂纹扩展形成,疲劳起源于再结晶晶粒边界处。

根据上述分析结果,推断出叶身裂纹的产生机理:故障叶片内腔的间隔墙转接部位存在再结晶晶粒,再结晶晶界处材料性能较低,易于开裂形成沿晶粒边界的微裂纹。在试车过程中,叶片在高温高压的环境中高速旋转,微裂纹可以视作局部存在较大应力集中,在振动应力作用下沿晶界疲劳扩展,进入叶片基体后发生穿晶断裂,形成位于排气窗的裂纹。

3.2 再结晶与微裂纹的形成

发生塑性变形的金属在再结晶温度以上加热时发生回复、再结晶变化,需要满足热力学和动力学 2 方面条件。

(1)变化的热力学条件:经受冷塑性变形后金属的吉布斯自由能为

$$\Delta G = \Delta H - T\Delta S \approx \Delta E \quad (1)$$

式中: ΔG 为吉布斯自由能; ΔH 为变形金属的焐变; T 为温度; ΔS 为熵变; ΔE 为变形储能。

经受冷塑性变形后,金属的熵变不大($T\Delta S$ 项可以忽略不计),自由能近似等于变形储能。而变形储能会在变形后增高,使自由能升高,金属处于热力学不稳定状态,有发生变化以降低能量的趋势,变形储能即成为发生回复、再结晶的驱动力。

(2)变化的动力学条件:变形金属加热时发生的变化通过原子扩散进行,扩散系数为

$$D = D_0 e^{-Q/RT} \quad (2)$$

式中: D_0 为扩散常数; Q 为扩散激活能; R 为理想气体常数。

可见随温度升高,原子扩散能力增强,而温度降低则扩散困难^[18]。

DD6 单晶合金涡轮叶片内腔的间隔墙转接处为截面突变区域,在冷却过程中凝固收缩不均匀并受到内部型芯的阻碍,容易产生较大的铸造残余应力,形成塑性变形层^[19-21],具有较大的变形储能。在叶片制造流程中热处理温度高于再结晶温度,应力集中区域在热处理中受到高温激发,会从亚稳态的高能量状态转变为稳定的低能量状态,满足再结晶的热力学和动力学条件。这期间合金的显微组织发生变化^[22],相溶解使晶粒逐渐长大,碳化物在晶界析出,最终在叶片内腔的间隔墙转接部位形成再结晶晶粒。

根据单晶合金叶片的制备流程,叶片在热处理后会进行再结晶检验工序以验证单晶完整性,检验时将 H_2O_2 和 HCl 按比例配制成腐蚀液,腐蚀叶片一定时间后进行再结晶检验。但在腐蚀过程中,腐蚀液会流入叶片内腔,侵蚀间隔墙转接部位再结晶晶粒的晶界,在内腔形成微裂纹。因为间隔墙处的再结晶位置特殊,目视不可见,所以在再结晶检验时没有发现间隔墙处的微裂纹和再结晶。

3.3 型芯强度对再结晶的影响

统计分析此型 DD6 单晶合金涡轮叶片制备中使

用过的型芯材料,前后共有 4 种型芯材料投入生产,各种型芯材料生产出叶片的再结晶情况及强度特性见表 2。其中料 A 的强度最高,使用该型芯材料生产出的每批叶片均有再结晶;强度最低的料 D 迄今未出现再结晶。数据表明再结晶的发生概率与型芯材料的强度呈正相关关系。

表 2 再结晶与型芯强度的关系

型芯料号	型芯批次	再结晶批次	再结晶几率 / %	型芯强度
A	8	8	100	☆☆☆☆
B	7	4	57.1	☆☆☆
C	7	2	28.6	☆☆
D	18	0	0	☆

这是因为在 DD6 单晶合金涡轮叶片的铸造过程中,高温合金从约 1340 °C 的固相线温度开始顺序凝固,叶片内部包裹型芯,合金的凝固收缩受阻。型芯材料的强度越大,在冷却时变形量越小,对凝固收缩的阻碍作用越强,合金内产生的铸造残余应力越大,越容易在后续的热处理过程中发生再结晶。所以在今后生产中选择型芯材料时,要充分考虑型芯强度的影响,选择强度合适的型芯,不使用强度过高的材料,避免再结晶的出现,保证单晶合金叶片的成品率。

4 结论

(1)DD6 单晶合金涡轮叶片排气窗裂纹性质为疲劳裂纹,起源于间隔墙内腔的转接处,源区部位存在再结晶,再结晶晶粒边界开裂产生微裂纹,微裂纹在试车时振动应力作用下发生疲劳扩展。

(2)故障叶片间隔墙处的再结晶晶粒与微裂纹在试车前已经存在。在叶片凝固时,合金的收缩受到型芯的阻碍,而且间隔墙转接处为截面突变区域,2 个因素使内腔转接部位产生过大的铸造残余应力,在热处理过程中发生再结晶。后续的制备流程中包含再结晶检验工序,在检验时腐蚀液流入叶片内腔,侵蚀再结晶晶界,在内腔形成微裂纹。

(3)铸造单晶合金气冷叶片时所使用型芯的强度对再结晶有明显影响,型芯的强度越高,单晶叶片产生再结晶的几率越大。在采用的型芯材料中,料 D 的强度最低,采用其生产出的叶片目前未发现再结晶。

参考文献:

[1] 刘大响. 一代新材料,一代新型发动机:航空发动机的发展趋势及

- 其对材料的需求[J]. 材料工程, 2017, 45(10): 1-5.
- LIU Daxiang. One generation of new material, one generation of new type engine: development trend of aero-engine and its requirements for materials[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(10): 1-5. (in Chinese)
- [2] 刘葆华, 黄金泉. 基于高压涡轮叶片寿命损耗的航空发动机功率控制[J]. 航空动力学报, 2013, 28(12): 2836-2841.
- LIU Baohua, HUANG Jinquan. Aero-engine power control based on life consumption of high pressure turbine blade[J]. Journal of Aerospace Power, 2013, 28(12): 2836-2841. (in Chinese)
- [3] 董志国, 王鸣, 李晓欣, 等. 航空发动机涡轮叶片材料的应用与发展[J]. 钢铁研究学报, 2011, 23(s2): 455-457.
- DONG Zhiguo, WANG Ming, LI Xiaoxin, et al. Application and progress of materials for turbine blade of aeroengine [J]. Journal of Iron and Steel Research, 2011, 23(s2): 455-457. (in Chinese)
- [4] 姚锐, 郭洪波, 彭徽, 等. NiCrAlYSi 涂层 / DD6 单晶高温合金界面再结晶和互扩散行为[J]. 航空学报, 2011, 32(4): 751-757.
- YAO Rui, GUO Hongbo, PENG Hui, et al. Recrystallization and inter-diffusion behaviors of NiCrAlYSi coating/DD6 single crystal superalloy system [J]. Acta Aeronautica et Astronautica Sinica, 2011, 32(4): 751-757. (in Chinese)
- [5] Ejaz N, Mansoor M, Salam I. Effect of high temperature exposure on the micro-structure of Udimet-500 superalloy [J]. Journal of Materials Science, 2010(45): 4507-4517.
- [6] Huda Z, Edi P. Materials selection in design of structures and engines of supersonic aircrafts: a review [J]. Material&Design, 2013 (46): 552-560.
- [7] 陈荣章. 单晶高温合金发展现状[J]. 材料工程, 1995(8): 3-12.
- CHEN Rongzhang. Development status of single crystal superalloy[J]. Journal of Materials Engineering, 1995(8): 3-12. (in Chinese)
- [8] 胡壮麒, 刘丽荣, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金的发展[J]. 航空发动机, 2005, 31(3): 1-7.
- HU Zhuangqi, LIU Lirong, JIN Tao, et al. Development of the Ni-base single crystal superalloys[J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 1-7. (in Chinese)
- [9] 胡霖, 佟文伟, 高志坤, 等. DD6 镍基单晶涡轮转子叶片失效分析[J]. 航空发动机, 2006, 42(4): 81-86.
- HU Lin, TONG Wenwei, GAO Zhikun, et al. Failure analysis of the turbine blade of DD6 nickel-base single crystal [J]. Aeroengine, 2006, 42(4): 81-86. (in Chinese)
- [10] 《航空发动机设计用材料数据手册》编委会编. 航空发动机设计用材料数据手册[M]. 北京: 航空工业出版社, 2016: 901-903.
- Editorial Committee of Material Data Handbook for Aeroengine Design. Material data handbook for Aeroengine Design [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2016: 901-903. (in Chinese)
- [11] 马健, 李世峰, 何爱杰, 等. DD6 单晶涡轮叶片缘板裂纹与再结晶研究[J]. 航空动力学报, 2012, 27(5): 1068-1073.
- MA Jian, LI Shifeng, HE Aijie, et al. Platform crack and recrystallization of DD6 single crystal turbine blade [J]. Journal of Aerospace Power, 2012, 27(5): 1068-1073. (in Chinese)
- [12] XIONG Jichun, LI Jiarong, LIU Shizhong. Surface recrystallization in nickel-base single crystal superalloy DD6 [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2010, 23(4): 278-495.
- [13] 卫平, 李嘉荣, 钟振钢. 一种镍基单晶高温合金的表面再结晶研究[J]. 材料工程, 2001(10): 5-8.
- WEI Ping, LI Jiarong, ZHONG Zhengang. Study on the surface recrystallization of a Ni-based single crystal superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2001(10): 5-8. (in Chinese)
- [14] 姚建省, 唐定中, 刘晓光, 等. DD6 单晶高温合金与陶瓷型壳的界面反应[J]. 航空材料学报, 2015, 35(6): 1-7.
- YAO Jiansheng, TANG Dingzhong, LIU Xiaoguang, et al. Interface reaction between DD6 single crystal superalloy and ceramic mold[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2015, 35(6): 1-7. (in Chinese)
- [15] LI Zhonglin, FAN Xiangyu, XU Qingyan, et al. Influence of deformation temperature on recrystallization in a Ni-based single crystal superalloy[J]. Materials Letters, 2015, 160: 318-322.
- [16] LI Zhonglin, ZHANG Dandan, SU Xianglin, et al. Role of as-cast dendritic microstructure in recrystallization of a Ni-based single crystal superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 660: 115-124.
- [17] 刘丽荣, 韩烁, 浦一凡, 等. 再结晶层厚度对 DD6 单晶高温合金持久性能的影响[J]. 铸造技术, 2016, 65(8): 779-786.
- LIU Lirong, HAN Shuo, PU Yifan, et al. Effect of recrystallization layer thickness on stress rupture properties of DD6 single crystal superalloy [J]. Foundry Technology, 2016, 65 (8): 779-786. (in Chinese)
- [18] 潘金生, 全健民, 田民波. 材料科学基础[M]. 北京: 清华大学出版社, 2011: 512-513.
- PAN Jinsheng, TONG Jianmin, TIAN Minbo. Fundamentals of materials science [M]. Beijing: Tsinghua University Press, 2011: 512-513. (in Chinese)
- [19] MENG Jie, JIN Tao, SUN Xiaofeng, et al. Surface recrystallization of a single crystal nickel-base superalloy [J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2011, 18(2): 197-202.
- [20] 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. Recrystallization of directionally solidified and single crystal superalloy[J]. Failure Analysis and Prevention, 2006, 1(4): 1-9. (in Chinese)
- [21] Panwisawas C, Mathur H, Gebelin J, et al. Prediction of recrystallization in investment cast single-crystal superalloys [J]. Acta Materialia, 2013, 61: 51-66.
- [22] 卜昆, 邱飞, 王志红, 等. 镍基单晶叶片制造技术及再结晶研究进展[J]. 航空制造技术, 2016, 59(21): 34-40.
- BU Kun, QIU Fei, WANG Zhihong, et al. Development of manufacture technology and recrystallization study for nickel based single crystal hollow turbine blade [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2016, 21: 34-40. (in Chinese)

(编辑: 刘亮)