喷丸对 DZ4 合金旋转弯曲疲劳断裂特征的影响

姜涛'刘建平2 于洋'高玉魁'张兵!

(1 北京航空材料研究院中航工业失效分析中心,中航(试金石)检测科技有限公司,北京 100095)(2 空军驻 410 厂军事代表室,沈阳 110043)

文 摘 对喷丸前后 DZ4 高温合金旋转弯曲高周疲劳断口的断裂特征进行了观察。结果表明,室温和高 温(820℃)时,未喷丸的 DZ4 合金高周疲劳裂纹均萌生于试样表面以及与表面相连的铸造缺陷或碳化物处。 K₁=1 时,疲劳断口为点源,源区存在滑移平面和滑移台阶;随着应力集中水平的升高(K₁=2,K₁=3),疲劳断口 向多源和线源发展,源区滑移面变小甚至消失;随着温度的升高,断口源区滑移特征明显。喷丸后,疲劳裂纹源 内移,裂纹萌生于试样次表面的晶体内部或铸造缺陷处。带缺口试样裂纹源减少,起源区域缩小,出现明显的 主、次疲劳源。实验证明,喷丸可降低 DZ4 合金表面和缺口敏感性,对裂纹萌生有抑制作用,可提高材料的疲 劳性能,随着温度升高,喷丸的强化作用逐渐减弱,但在 820℃仍有强化作用。

关键词 DZ4 高温合金,喷丸,旋转弯曲,高周疲劳,断裂特征

Effect of Shot Peening on Rotary Bending High-Cycle Fatigue Fracture Features of Superalloy DZ4

Jiang Tao¹ Liu Jianping² Yu Yang¹ Gao Yukui¹ Zhang Bing¹

(1 Failure Analysis Center, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Touchstone AVIC

Testing Innovation Cooperation, Beijing 100095)

(2 Air Force Munitioning Representative Office at Factory 410, Shengyang 110043)

Abstracts The fracture surfaces of DZ4 specimens after rotary bending high-cycle fatigue testing with or without shop peening were analyzed. The results show that at room temperature or 820 °C, as for the specimens without shot peening, fatigue cracks initiated from the surface or the casting defects or carbides connected to the surface. Under the condition of $K_t = 1$, the fracture surfaces present point source feature, and glide planes and steps can be easily seen at these regions. With the increase of stress concentration ($K_t = 2$, $K_t = 3$), linear source and poly-source feature becomes more obvious, and the glide planes become smaller and even diminish. With the rise of temperature, the glide feature of the source regions becomes more obvious. With shot peening, the fatigue cracks initiate from inner regions, subsurface or cast defects. As for the notched specimens, the number of the crack sources and the area of the source regions decrease, and main cracks can be distinguished from secondary cracks. It can be thus concluded that shot peening can improve the surface integrality of DZ4 superalloy and decrease the sensitivity of DZ4 to notches, and thus restrain the initiation of fatigue cracks and enhance the room-temperature properties of DZ4. With the rise of temperature, the reinforcing effect of shot peening on DZ4 decreases, but at 820°C, the reinforcing effect of shot peening still exists.

Key words Superalloy DZ4, Shot peening, Rotary bending, High-cycle fatigue, Fracture features

0 引言

先进航空发动机大量使用新型的先进材料,尤其 是定向凝固和单晶高温合金等宏观各向异性材料。 定向凝固使合金的结晶方向平行于主应力轴,基本消 除了垂直于应力轴的横向晶界,使晶界不再成为裂纹 的萌生源,具有高的热疲劳强度及持久寿命等优点, 在航空发动机涡轮叶片上广泛应用^[1-3]。DZ4 合金 是我国目前在研在役发动机上使用较多的无 Hf 定向

收稿日期:2012-10-15;修回日期:2013-01-08

作者简介:姜涛,1980年出生,硕士,高级工程师,主要研究方向为金属材料损伤与失效分析。E-mail:tibu98@ sina.com

凝固镍基高温合金,除了具有其他定向凝固合金的众 多优点,而且具有良好的横向性能和薄壁性能,已大 量应用于制造航空发动机以及地面燃气发电机的涡 轮工作叶片和导向叶片^[4-6]。

定向凝固高温合金涡轮叶片在工作过程中承受 高温及循环应力的联合作用,叶片自身振动或受迫振 动引起的高周疲劳破坏是其失效的主要模式^[3,7]。 喷丸强化过程使材料表层将发生组织结构变化、表层 内形成残余压应力场,这些变化对材料的力学性能尤 其是高周疲劳性能有很大的影响^[8-9]。目前,喷丸对 多晶材料疲劳性能的影响研究已经比较深入^[10-13], 这为研究喷丸对定向凝固高温合金疲劳性能的影响 提供了条件。

本文通过研究喷丸前后 DZ4 高温合金疲劳断裂 特征的变化规律,分析了喷丸对其高周疲劳性能的影 响,可以为该合金的喷丸强化提供参考。

1 试验

1.1 材料

定向凝固制备的 DZ4 合金棒材,尺寸:Φ10 mm× 200 mm。经固溶+时效处理:1 220℃保温4h 后空 冷,870℃保温32h 后空冷。

1.2 试样制备

按照 Q/6S977—2004 分别加工 K₁=1、2 和 3 的 高周疲劳试样,在气动式喷丸设备上按照 Q/ 6SZ2543—2009 进行喷丸处理。

1.3 仪器设备

悬臂 E 型旋转弯曲疲劳试验机和 PV-6500 型旋转弯曲疲劳试验机,均为英斯特朗; JSM-5600LV 扫描电镜,日本电子。

1.4 性能测试

按照 HB5152—96(室温)金属旋转弯曲疲劳试 验方法进行室温高周疲劳试验,*R*=-1,*f*=83 Hz。按 照 HB5153—96(高温)金属旋转弯曲疲劳试验方法 进行 820℃高周疲劳试验,*R*=-1,*f*=108 Hz。

2 结果与分析

2.1 喷丸对光滑试样室温疲劳断裂特征的影响

*K*_t=1 试样喷丸前后疲劳裂纹萌生位置如图 1~ 图 2 所示。未喷丸试样疲劳裂纹由试样一侧起源,几 乎均为单个点源;疲劳源区存在平坦光滑的倾斜滑移 平面或滑移台阶,瞬断区位于断口另一侧;疲劳裂纹 均萌生于光滑试样表面或连接表面的铸造缺陷和碳 化物(图 1)。上述特征说明,*K*_t=1 时,DZ4 合金的高 周疲劳性能对试样的表面状态和微观铸造质量非常 敏感,微米级的铸造缺陷就可能成为疲劳裂纹源。

喷丸后疲劳裂纹萌生位置由试样表面转移到了 距表面—两百微米的次表面,裂纹多数萌生于晶体内 部,少数萌生于次表面的铸造缺陷处,(图2)。说明 喷丸可使得试样表面微观缺陷部分消除,降低 DZ4 合金表面敏感性,进而提高材料的疲劳性能。









图 2 K_t=1 喷丸疲劳断口源区形貌

Fig. 2 $K_i = 1$ fatigue fracture surface of the shot-peened specimen

2.2 喷丸对缺口试样疲劳断裂特征的影响

K = 2 试样喷丸前后疲劳裂纹萌生位置见如图 3 ~图4所示。未喷丸试样疲劳裂纹从缺口根部周边 起源,多源,主扩展区偏于断口一侧,扩展区较粗糙, 多疲劳台阶和扩展棱线。疲劳裂纹萌生于试样缺口 根部的表面或靠近表面的铸造缺陷以及脆性碳化物 (图3)。疲劳源区仍可见小的滑移平面和滑移台阶, 但面积明显较 K₁=1 时小。瞬断区位于断口另一侧, 但因裂纹周向起源而偏向断口心部,靠近瞬断区的缺 口底部可见明显微裂纹。上述特征说明,与K,=1状 态相比,缺口根部应力水平明显升高,但疲劳裂纹仍 对试样表面状态敏感,多处起源对高周疲劳性能有不 利影响。

喷丸后断口仍为多源特征,但主源和次源的差异 明显,主疲劳裂纹起源于距试样表面数十微米的次表 面,相对于K,=1喷丸后的疲劳裂纹萌生位置要浅; 由于裂纹扩展后期应力水平升高,一些次源开始在缺 口表面萌生(图4)。上述特征说明喷丸对K=2状态 的 DZ4 合金疲劳性能产生有利的影响:喷丸使得主 疲劳区所占比重更大,且对裂纹萌生有抑制作用,降 低了缺口试样多处起源对 DZ4 合金疲劳寿命的不利 影响,而随着局部载荷的升高,喷丸的强化作用会逐 渐减弱。



(a) 疲劳区

(b) 碳化物起源 图 3 K₁=2 未喷丸疲劳断口源区形貌 (c) 缺口表面起源

Fig. 3 $K_1 = 2$ fatigue fracture surface of the specimen without shot peening



图 4 K = 2 喷丸疲劳断口源区形貌

Fig. 4 $K_t = 2$ fatigue fracture surface of the shot-peened specimen

K,=3 试样喷丸前后疲劳裂纹萌生位置见图 5~ 图6所示。未喷丸试样疲劳裂纹从缺口根部整个周 边起源,呈线源特征,疲劳扩展区较粗糙,多扩展棱

线。疲劳裂纹主要萌生于试样缺口根部的表面,靠近 表面的铸造、加工缺陷以及脆性碳化物也是裂纹形核 的主要位置(图5)。



(a) 疲劳区

碳化物起源 图 5 K,=3 未喷丸疲劳断口形貌

缺口表面起源 (c)

Fig. 5 $K_1 = 3$ fatigue fracture surface of the specimen without shot peening

(b)



(a) 疲劳区

(b) 次表面起源
图 6 K_t=3 喷丸疲劳断口形貌

(c) 次表面起源

Fig. 6 $K_t = 3$ fatigue fracture surface of the shot-peened specimen

疲劳源区几乎未见典型滑移平面,由于试样为周 边起源,瞬断区位于断口心部的一侧,靠近瞬断区的 缺口底部可见明显微裂纹。上述特征说明,与K_t=1、 K_t=2两种状态相比,K_t=3试样缺口根部应力水平更 高,导致裂纹由点源向线源转变,消耗在裂纹萌生时 的疲劳寿命更短,同时,疲劳裂纹仍对试样表面状态 比较敏感。

喷丸后断口周向起源区域缩小,裂纹起源于距表 面数十微米的次表面区域,主源相对清晰,次源减少, 其疲劳扩展区也变小,这些特征与*K*₁=2试样室温疲 劳断口更为接近(图6)。上述特征说明,喷丸所起的 作用相当于降低了试样的应力集中系数,对提高具有 高应力集中系数试样的疲劳性能产生了有利影响。

2.3 喷丸对光滑试样 820℃疲劳断裂特征的影响

820℃、K_i=1 试样喷丸前后疲劳裂纹的萌生位置 如图 7~图 8 所示。高温状态下,DZ4 合金未喷丸试 样疲劳源区的滑移平面相对于室温更加明显,裂纹起 源于试样表面和铸造疏松和碳化物处(图 7);喷丸后 的断口源区相对粗糙,可见断口反复挤压形成的磨损 痕迹以及断面氧化形成的条纹。疲劳裂纹萌生于距 离表面数十微米的晶粒内部和铸造缺陷处,但位置不 如室温喷丸后明显(图 8)。上述特征说明,高温状态 下,DZ4 合金疲劳扩展第一阶段的滑移更为充分,喷 丸对 K_i=1 疲劳裂纹萌生的抑制明显减弱。









Fig. 8 $K_t = 1,820$ °C fatigue fracture surface of the shot-peened specimen

2.4 喷丸对缺口试样 820℃疲劳断裂特征的影响

820℃、K_t=2 试样喷丸前后疲劳试验断口如图 9 ~ 图 10 所示。高温状态下,未喷丸的试样疲劳裂纹

源数量少,呈现明显的小线源特征,裂纹起源于缺口 表面以及表面的铸造缺陷处,疲劳源区较室温断口滑 移特征明显。喷丸后,疲劳裂纹源由线源向点源变 化,源区减少,主疲劳扩展区明显,裂纹起源位置位于

试样次表面,但特征变得模糊(图10)。



缺口表面起源 (c)



铸造疏松起源

(b)



疲劳区 (a)

疲劳区

(a)

次表面起源 (b) 图 10 K₁=2,喷丸 820℃疲劳断口源区形貌

Fig. 10 $K_t = 2,820^{\circ}$ C fatigue fracture surface of the shot-peened specimen K₁=3,喷丸前后 820℃疲劳断口见图 11~图 12。 喷丸前,疲劳裂纹从缺口根部周向起源,各方向扩展 深度变得接近,瞬断区也更加靠近断口中心,疲劳裂 纹均萌生于试样缺口表面,多为线源,源区较室温断

口光滑。喷丸后,疲劳裂纹的主疲劳源及其扩展区变 得明显,次疲劳扩展区较小。疲劳裂纹源区存在一层 数十微米深的氧化区域,疲劳裂纹萌生于该层下(图 12)。

(c) 铸造疏松起源



疲劳区 (a)

缺口表面起源 (b) 图 11 K₁=3,未喷丸 820℃疲劳断口源区形貌

(c) 缺口表面起源





疲劳区 次表面起源 (c) 次表面起源 (a) (b) 图 12 K₁=3,喷丸 820℃疲劳断口源区形貌

Fig. 12 $K_t = 3,820^{\circ}$ fatigue fracture surface of the shot-peened specimen

上述特征说明,缺口试样在高温状态疲劳裂纹也 以滑移方式萌生,主次疲劳区差异缩小,并且高温下 *K*_t=2试样断口由点源向小线源转变,这都对 DZ4 合 金的高温疲劳性能不利;喷丸后,疲劳裂纹萌生区缩 小,主疲劳区明显,喷丸强化的有利作用仍然存在。

喷丸强化过程是使材料表面层发生循环塑性变 形的过程,由于金属材料的力学性能和喷丸工艺条件 的不同,喷丸后材料表层将发生组织结构变化(如亚 晶粒尺寸,位错密度及组态,相转变等)、表层内形成 残余压应力场、表面粗糙度发生变化。这些变化对材 料的力学性能(主要是疲劳性能和应力腐蚀开裂性 能)产生不同的影响,主要为强化因素,使喷丸后的 力学性能改善。也会有一些不利因素,使喷丸后的力 学性能下降。在一定条件下,塑变层内的微细亚晶 粒、高密度位错以及残余压应力等都表现为强化因 素。而喷丸后引起的表面粗糙度增高(即应力集中 效应增高),喷丸强度过高导致的表面微裂纹等均为 不利因素^[14-16]。

疲劳破坏的产生主要原因是试样表面产生交变 拉应力,而喷丸处理可在零件表面形成残余压应力 场,表面残余压应力可以抵抗外施拉应力的作用,使 表面实际承受的交变拉应力水平降低,从而提高喷丸 件的疲劳强度;此外,喷丸还将引起材料表层组织形 变强化、硬度增加,降低喷丸试样缺口应力集中效应, 断口观察的结果证明正是由于上述因素的存在才使 得疲劳源区由表面向次表面移动,疲劳裂纹源数量减 少,起源区域变小。同时,820℃试样的观察结果进一 步表明,在此温度下喷丸产生的上述强化作用仍然存 在。

3 结论

(1)未喷丸的 DZ4 合金对表面状态和微观铸造 质量敏感,高周疲劳裂纹均萌生于试样表面以及与表 面相连的铸造缺陷或碳化物。K_t=1 时,疲劳断口为 点源特征,源区存在明显倾斜滑移平面或滑移台阶; 随着应力集中水平的升高(K_t=2,K_t=3),疲劳断口 向多源和线源特征发展,裂纹沿缺口根部周向起源, 疲劳源区的滑移面变小甚至消失,瞬断区移至断口心 部;随着温度的升高,疲劳断口向线源特征转变,源区 滑移特征明显。

(2)喷丸后,光滑试样表面微观缺陷部分消除, 高周疲劳裂纹源内移,裂纹萌生在试样次表面的晶体 内部或次表面的铸造缺陷处。带缺口试样疲劳裂纹 源数量减少,起源区域变小,出现明显的主、次疲劳 源,喷丸使得主疲劳区所占比重更大。

(3) 喷丸可降低 DZ4 合金表面和缺口敏感性,对 裂纹萌生有抑制作用,进而可提高材料的疲劳性能, 而随着温度的升高,喷丸的强化作用逐渐减弱,但在 820℃仍有强化作用。

参考文献

 $[\,1\,]$ Joseph R D. Metals Handbook[M]. $10^{\,\rm th}$ edition, Vol. 1 , Properties and Selection , 1990 : 981–1006

[2] 王东林,李家宝,金涛,等. DZ4 镍基高温合金的再结 晶[J].金属学报,2006,42(2):167-171

[3] 何彪, 李运菊, 张卫方,等. 表面再结晶对定向凝固 高温合金高周疲劳行为的影响[J]. 航空材料学报,2007,27 (2):22-24

[4] 张海风,施惠基. 表面再结晶层对 DZ4 定向凝固合金 低周疲劳性能影响[J]. 航空材料学报,2006,26(1):71-75

[5] 陶春虎, 颜鸣皋, 张卫方,等. 定向凝固和单晶叶片的损伤与预防[J]. 材料工程,2003(增刊):15-20

[6] 张兵,姜涛,陶春虎. 定向凝固和单晶高温合金的再结晶研究[J]. 失效分析与预防,2011,6(1):56-60

[7] 陈立佳,王中光,姚戈,等. 铸造 Ni 基高温合金 K417 的高温低周疲劳行为[D]. 中国科学院上海冶金研究所,2000

[8] 杨首新. 喷丸技术在发动机修理中的应用[J]. 航空 工程与维修,2000(4):29-30

[9] 徐向阳,徐滨士,刘今文,等. K417 镍基高温合金微 动磨损行为的研究[J]. 航空材料学报,2002,22(4):13-17

[10] 叶溥. 喷丸技术的发展及应用[J]. 航空制造工程, 1994(4):24-25

[11] 李向斌,王仁智,邵培革. 喷丸强化对材料旋转弯曲 疲劳强度影响的定量研究[J]. 材料工程,995(10):26-28

[12] 储继影. 喷丸强化效果和质量的表征指标及影响因素[J]. 汽轮机技术,2003,45(4):255-256

[13] 王东道. 浅谈喷丸强化工艺[J]. 铁道机车车辆工人,2001(6):1-3

[14] 刘锁.金属材料的疲劳性能与喷丸强化工艺[M]. 北京:国防工业出版社,1977

[15] 汝继来,王仁智,李向斌. GH907 高温合金喷丸强化 研究[J]. 表面工程,1997(4):32-36

[16] 高玉魁,殷源发,李向斌. GH909 合金喷丸强化残余 应力场的研究[J]. 材料工程,2002(4):40-42

(编辑 吴坚)