

文章编号: 1000-8055(2003)06-0732-05

# DD6单晶合金的高温低周疲劳机制

李 影, 苏 彬

(北京航空材料研究院 25室, 北京 100095)

**摘要:** 本文研究了两种高温条件下三种多滑移取向的镍基单晶合金 DD6 的高温低周疲劳机制。结果表明, DD6 合金低周疲劳裂纹以不同的机制在试样表面及亚表面上萌生, 萌生位置与试验过程中的塑性应变幅及温度有关。对于 [001] 取向, 760°C 和 980°C 温度条件的裂纹扩展面分别为沿 {111} 面的结晶学断裂面以及非结晶学断裂面。撕裂棱、裂纹前端微裂纹的桥接等因素是阻滞主裂纹扩展的主要机制。

**关键词:** 航空、航天推进系统; 单晶高温合金; 低周疲劳; 裂纹萌生; 裂纹扩展

**中图分类号:** V 250.2

**文献标识码:** A

## Mechanisms of Low Cyclic Fatigue of DD6 Alloy at Elevated Temperature

LI Ying, SU Bin

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** Low cycle fatigue mechanism of a single crystal nickel-base superalloy, DD6, has been investigated at 760°C and 980°C. It was found that there were two kinds of sites where crack initiates, one being the surface of the specimens and the other being the sub-surface microcracks and oxide layer on the specimen surface are potential crack initiation sites in this superalloy. Secondary crack, reared ridge, and microcrack in the front of the main crack tip can all hinder crack propagation during low cycle fatigue.

**Key words:** aerospace propulsion system; single crystal superalloy; low cycle fatigue; crack initiation; crack propagation

单晶合金去除了晶界, 消除了多晶材料高温下易出现的晶间断裂, 并且由于材料在宏观性能的各向异性, 这种各向异性在断裂机制也可以表现出来。DD6 合金是我国正在研制中的第二代单晶高温合金, 尽管对其拉伸、持久、蠕变、抗氧化及抗腐蚀等性能已做了一些研究<sup>[1]</sup>, 但对于 DD6 的低周疲劳 (LCF) 性能研究还十分有限<sup>[2,3]</sup>。本文对断裂后的 DD6 合金低周疲劳试样进行了扫描电镜 (SEM) 观察和分析, 研究了裂纹的萌生、扩展及在扩展中的阻滞机制, 以探讨 DD6 合金高温疲

劳断裂机制。这对理解 DD6 的使用行为、性能改进和在发动机涡轮叶片的寿命估算等都有重要意义。

## 1 材料与试验方法

本试验所用的 DD6 单晶合金铸造坯料棒尺寸为  $\Phi 15\text{ mm} \times 95\text{ mm}$ , 使用 X 射线衍射仪对各坯料进行取向测定, 可以看出各试样取向均近似为 [001], [011] 或 [111]。然后对坯料进行了如下步骤的热处理: 在 1315°C 下保温 4 h 的固溶处理,

收稿日期: 2003-01-24; 修订日期: 2003-04-08

作者简介: 李影 (1974-), 男, 山东菏泽人, 北京航空材料研究院工程师, 博士, 主要从事高温结构材料的力学性能研究

在1120℃下保温4 h 的一次时效处理, 以及在870℃下保温32 h 的二次时效处理。将热处理后的坯料加工为轴向低周疲劳试样, 其试样标距部分尺寸为 $\Phi 6\text{ mm} \times 14\text{ mm}$ 。

低周疲劳试验在MTS 液压伺服试验机上进行, 温度分别为760℃和980℃。试验均采用恒应变控制, 应变比 $R_\epsilon$ (最小应变与最大应变之比)为-1, 应变速率保持恒定为 $5 \times 10^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$ , 波形为三角波。在疲劳试验结束后, 把疲劳断裂后的试样放入丙酮液中进行超声清洗, 然后用AMRAY-1000B型扫描电镜观察了断口特征。

2 试验结果

DD6合金在760℃时疲劳寿命与总应变范围及晶体取向的关系如图1所示。从图中可以看出, 取向对寿命的影响非常大, [001]为寿命最长的取向, 然后依次为[011]和[111]。在所试验的寿命范

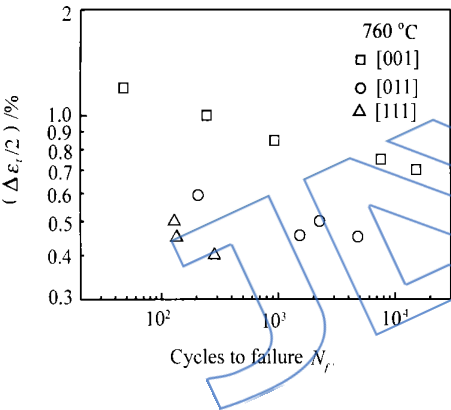


图1 760℃时疲劳寿命与总应变幅的关系

Fig 1 Relationship between fatigue life and total strain range at 760℃

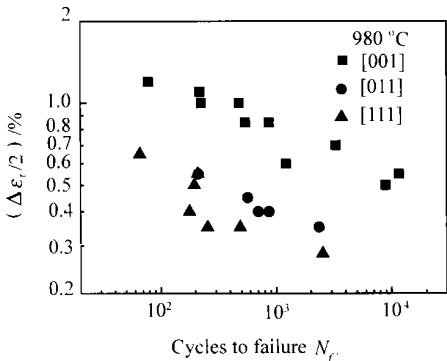


图2 980℃时疲劳寿命与总应变幅的关系

Fig 2 The relationship between fatigue life and total strain range at 980℃

围内, 这种差别可以达到三个数量级。DD6合金在980℃时疲劳寿命与总应变范围及取向的关系如图2所示。与760℃时观察的结果相同, 取向对寿命的影响有相同的趋势, 即[001]取向为寿命最高的取向。虽然[111]取向的数据较分散, 但仍是代表了寿命最低的取向。已有很多研究表明取向对低周疲劳寿命的影响主要是取向间的弹性模量差异造成的<sup>[4, 5]</sup>。

3 SEM 观察与分析

3.1 疲劳裂纹的萌生机制

在低周疲劳的过程中, DD6合金裂纹的萌生位置有两种, 一种是在试样的表面, 另一种是在试样的亚表面萌生。裂纹萌生于试样表面的断口形貌如图3所示。在所观察到的试样中有两种因素导致表面裂纹的萌生: 表面氧化物和在铸造中产生的微观缺陷。由于试样在高温大气中长时间暴露, 氧化物会在试样表面生成。在试样受力变形时, 脆性氧化物首先出现裂纹, DD6合金中的初始裂纹在靠近氧化物裂纹的试样表面应力集中处产生。图4示出了试样表面的氧化物形貌, 裂纹源如图中箭头所示。

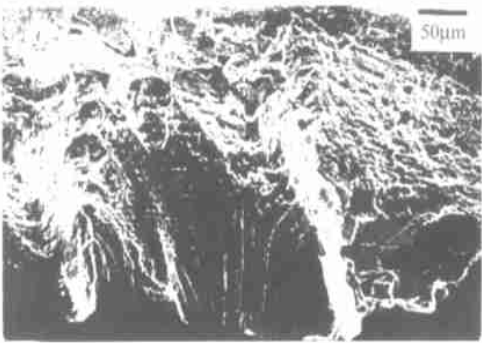


图3 裂纹萌生于试样表面

([111]取向, 760℃,  $\Delta\epsilon_t/2=0.6\%$ )

Fig 3 Crack initiated on the specimen surface

在晶体生长过程中产生的微孔也会导致微裂纹的产生, 如图5所示, 裂纹沿微孔的边缘形成。表面裂纹往往呈多源开裂, 各裂纹源相对较集中, 一般在试样边缘的某一区域相互邻近形成。裂纹的萌生另一位置是在试样的亚表面, 这种裂纹由于微孔产生的应力集中而萌生。如图6所示。在亚表面萌生的裂纹也常为多源开裂。由于试样表面的应力集中对内部裂纹的产生影响不大, 所以这种裂纹源甚至在试样较深的内部也会产生。如图中

箭头所示的裂纹源。亚表面裂纹与表面裂纹虽同为多源萌生,但与之不同的是,各个表面裂纹各

棱处相交。而对于亚表面裂纹,当主裂纹在亚表面形成后,其它裂纹源受到抑制,只在主裂纹面扩展到附近时,次萌生裂纹源才开始有明显的扩展,然后与主裂纹源相交。

3 2 裂纹的扩展与阻滞

与多晶材料一样,DD6合金在低周疲劳过程中的疲劳裂纹在刚萌生时沿着一定的晶体学小平面进行扩展。从图7中裂纹源的高倍图像可以看出, [001]取向试样在亚表面形成的裂纹沿着呈现一定夹角的两个(111)面向外扩展。这两个(111)面即为晶体裂纹扩展过程中的滑移面。在扩展到一定程度后,主裂纹面沿与应力垂直的方向扩展。即裂纹进行稳定扩展的第二阶段。



图4 试样表面的氧化物  
([001]取向, 980°C,  $\Delta\epsilon/2=1.0\%$ )  
Fig 4 Oxide on the specimen surface

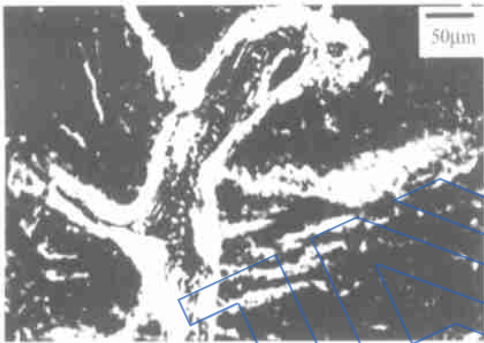


图5 裂纹在试样表面微孔处萌生  
([001]取向, 760°C,  $\Delta\epsilon/2=0.75\%$ )  
Fig 3 Crack initiated from the micro-hole at specimen surface

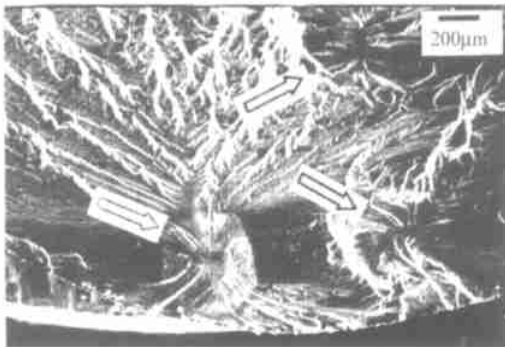


图6 试样表面的氧化物  
([011]取向, 980°C,  $\Delta\epsilon/2=0.55\%$ )  
Fig 6 Crack initiated from sub-surface

自在表面产生,独立向前扩展,直至相互间在撕裂

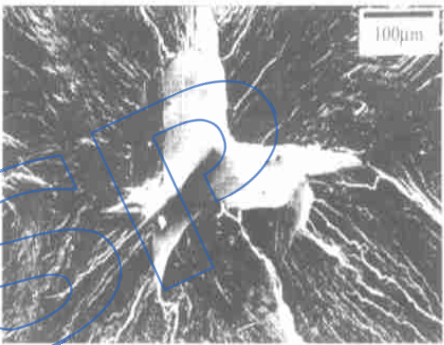


图7 裂纹扩展初期沿{111}晶面的扩展  
([011]取向, 980°C,  $\Delta\epsilon/2=0.5\%$ )  
Fig 7 Propagation of crack along {111} plane in stage I

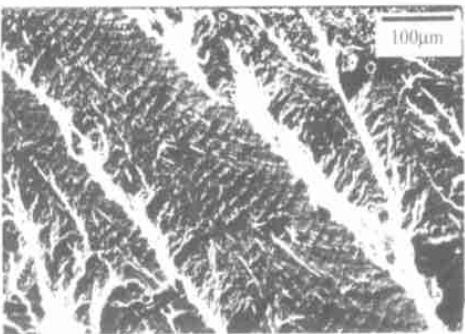


图8 稳态扩展阶段的典型形貌  
([011]取向, 980°C,  $\Delta\epsilon/2=0.45\%$ )  
Fig 8 Typical pattern of the stage II propagation

在第二阶段的裂纹扩展面主要由沿裂纹扩展方向的河流花样及垂直于裂纹扩展方向的疲劳条带组成,为典型的晶体学脆性疲劳特征,如图8所

示。在疲劳裂纹扩展过程中, 裂纹尖端首先沿断裂面断裂成小段距离, 然后因裂纹前端塑性变形而停止扩展。当下一周期开始时, 又作脆性断裂。如此反复, 形成晶体学脆性疲劳条带。在断裂过程中, 相互平等但又处于不同高度的裂纹交汇连续成台阶, 台阶不断相互汇合, 于是形成河流花样。

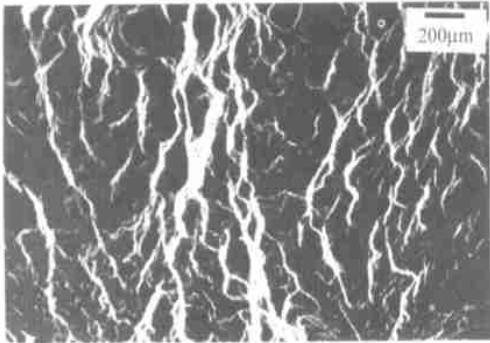


图9 [001]取向断口的河流花样  
([001]取向, 980℃,  $\Delta\epsilon/2=0.6\%$ )

Fig 9 River patterns on the fractured surface of [001] specimen

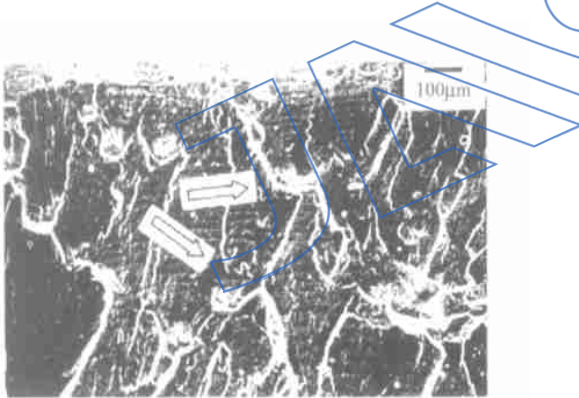
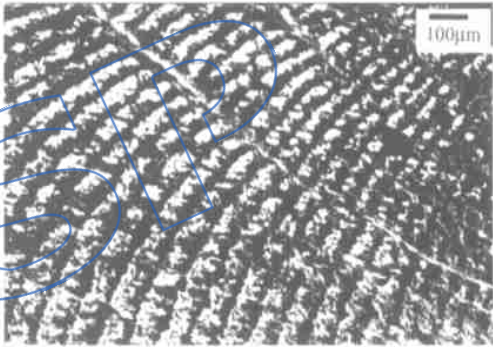


图10 稳态扩展区后期的 SEM 形貌  
([111]取向, 980℃,  $\Delta\epsilon/2=0.5\%$ )

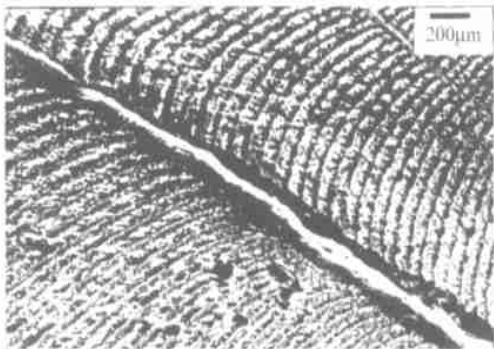
Fig 10 SEM photograph of stage II crack propagation zone

对于不同取向, 表现出的河流花样及疲劳条带也有不同。[001]取向的裂纹扩展面上疲劳条带较少, 构成裂纹扩展面的是大量的河流花样。如图9所示。这与该取向滑移系较多有关<sup>[6]</sup>。对于[001]取向, 理想情况下, 具有八个 Schmid 因子最大且相同的滑移系, 多于其它取向。即使实际取向偏离理想情况一个比较小的角度, 各滑移系的 Schmid 因子仍是非常接近。主滑移系与次滑移系相比, 优势不太明显, 不易在同一周次里沿同一滑移系产生较大的变形。

图10为裂纹稳态扩展区后期的 SEM 形貌。从该图中可以看出, 在主裂纹扩展的路径上, 有许多微裂纹起裂区(图10中箭头所示)。这是由于裂纹稳态的后期, 随着韧带尺寸的减小, 作用于裂纹尖端的应力强度因子增加, 裂尖前塑性区尺寸及塑性区内的位移增加, 使得位于裂尖前端的微孔等潜在的裂纹源迅速产生微裂纹。随着主裂纹的不断向前扩展, 微裂纹与主裂纹连在一起。在这种扩展机制中, 由于微裂纹一般与主裂纹位于不同的平面上, 从而会引起主裂纹路径的偏斜。同时微裂纹也会对主裂纹尖端产生屏蔽效应, 降低主裂纹尖端的有效裂纹扩展驱动力。这些会增加对裂纹扩展的阻滞。从图10中可以看出在箭头所指的微裂纹周围的疲劳条带明显滞后于稍远处的疲劳条带。



(a)



(b)

图11 扩展路径中的疲劳条带及撕裂棱  
([111]取向, 980℃,  $\Delta\epsilon/2=0.5\%$ )

Fig 11 Fatigue striation and reared ridge on the propagation path

疲劳裂纹萌生后, 在扩展过程中, 相互平行但又处于不同高度的裂纹交汇连接成台阶, 台阶不断相互汇合, 于是形成了河流花样。河流的流向与裂纹扩展方向一致。在各个裂纹源形成的扩展区之间的交汇处则为较大的河流花样。这时因为各

个裂纹源之间高度的差异要远大于一个裂纹内部的差异,这样大的高度差会在其交界处形成一个剪切作用,形成了图11所示的河流状花样的撕裂棱。由于撕裂棱的形成也需额外的能量,所以也会对裂纹的扩展产生阻滞作用。从图11(a)和图11(b)两图中撕裂棱的对比也可以看出,撕裂棱对裂纹扩展的阻滞作用的大小与撕裂棱大小有关。而其大小取决于撕裂棱两侧平面的高度差。

## 4 结 论

(1) DD6合金低周疲劳裂纹的萌生位置有两种,一种是在试样的表面,另一种是在试样的亚表面。表面裂纹通过高温下在试样表面产生的氧化物及晶体生长过程中产生的微孔而产生,亚表面裂纹由于亚表面内微孔产生的应力集中而萌生。

(2) 在DD6合金的低周疲劳过程中,撕裂棱、裂纹前端微裂纹的桥接,引起的主裂纹的偏斜,都会降低主裂纹的有效驱动力,阻滞主裂纹的扩展。

## 参考文献

- [1] 李嘉荣, 钏振纲, 唐定中, 等. 低成本第二代单晶高温合金 DD6[J]. 金属学报增刊, 1999, 35(Suppl 2): S266- S269
- [2] 李影, 苏彬, 吴学仁. DD6单晶高温合金的低周疲劳寿命估算[J]. 航空材料学报, 2001, 21(3): 43- 45
- [3] 李影, 吴学仁, 苏彬. 高温下取向对DD6单晶高温合金低周疲劳寿命的影响[J]. 航空材料学报, 2001, 21(2): 22- 25
- [4] Chieragatti R, Remy L. Influence of Orientation on the Low Cycle Fatigue of MAR-M 200 Single Crystals at 650°C I - Fatigue Life Behaviour[J]. Mater. Sci. Eng., 1991, A 141: 1 - 9
- [5] Gabb T P, Gayda J, Miner R V. Orientation and Temperature Dependence of Some Mechanical Properties of the Single-Crystal Nickel-Base Superalloy Rene N4: Part I - Tensile Behavior[J]. Metall. Trans., 1986, 17A: 491- 496
- [6] Yue Z F, Lu Z Z. The Influence of Crystallographic Orientation and Strain Rate on the High-Temperature Low-Cyclic Fatigue Property of a Nickel-Base Single-Crystal Superalloy [J]. Metall. Trans., 1998, 29A: 1093- 1098