

应力比对单晶高温合金高周疲劳行为的影响

谢洪吉, 李嘉荣, 韩 梅

(北京航空材料研究院 先进高温结构重点实验室, 北京 100095)

摘 要:为了研究应力比对 DD6 单晶高温合金高周疲劳行为的影响,在轴向疲劳试验机上分别测试了 DD6 合金 1070 °C 条件下应力比为 -1、-0.33、0.1、0.5、0.8 的疲劳性能,采用扫描电镜 (SEM) 和能谱 (EDS) 仪观察分析了不同应力比合金的断口形貌和显微组织。结果表明: DD6 合金在不同应力比条件下的疲劳寿命均随应力幅值和平均应力的增加而降低;当应力幅值恒定时, DD6 合金疲劳寿命随着应力比的增大而降低;当平均应力恒定时,应力比 $R < 0.5$ 条件下的疲劳寿命随着应力比的增大而增加,同时,当平均应力增大到一定程度时,应力比对合金的疲劳寿命无明显影响。DD6 合金低应力比条件下的疲劳断裂模式为类解理断裂,该条件下高温氧化有助于疲劳裂纹的萌生和扩展;高应力比条件下的疲劳断裂模式为韧窝断裂;中等应力比条件下疲劳断裂模式具有类解理断裂和韧窝断裂同时存在的特征。

关键词: 单晶高温合金; 应力比; 高周疲劳行为; 断裂模式

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)11-3381-06

疲劳引发航空发动机涡轮叶片失效是非常普遍的,高周疲劳(HCF)就是引起航空发动机涡轮部件断裂的主要原因之一^[1]。1997年,美国普惠公司 Yehia 等人^[2]发表文章“涡轮发动机部件的高周疲劳-制造业的未来”认为涡轮发动机部件的高周疲劳已成为涡轮发动机制造商、民用和军用顾客关注的重要问题,会增加发动机研发周期、制造商的成本以及维修成本。世界范围内使用的最先进的航空发动机涡轮叶片均为镍基高温合金制造,尤其是镍基单晶高温合金更是广泛应用于涡轮叶片^[3]。与单晶高温合金低周疲劳研究相比,单晶高温合金尤其是第 2 代单晶高温合金的高周疲劳研究相对较少,已有的研究表明:温度、合金组织以及合金各向异性都对单晶高温合金高周疲劳行为产生重要的影响^[4-7]。

作为先进航空发动机的核心部件,涡轮叶片的服役环境具有温度高和受力复杂的显著特点,其中受力主要包括振动应力、离心力以及热应力。振动应力是由涡轮叶片冷却气体及燃气流带来的高速脉冲产生的,离心力是由涡轮盘带动涡轮叶片高速旋转产生的,热应力是由于涡轮叶片温度分布不均造成局部温度梯度而产生的,离心力和热应力组成了作用在涡轮叶片上的平均应力。Wright^[8]认为当振动应力的振动幅值足够大时,会导致涡轮叶片发生高周疲劳失效,除了振动应力之外,平均应力也是引起涡轮叶片高周疲劳失效的原因之一。Lukáš 等^[9]对〈001〉取向 CM186

单晶合金的研究表明,合金在循环应力的条件下会产生驻留滑移带(PSB),并且随着应力幅值的升高,疲劳寿命降低。由此可知,平均应力和循环应力会同时影响合金的疲劳失效过程,而这 2 个疲劳参数主要由应力比 R 决定。目前,先进航空发动机涡轮叶片一般具有复杂的结构,这就决定高温合金在使用过程中会承受不同应力比的作用。国内外研究应力比对单晶高温合金疲劳性能影响的公开文献非常少,Müller 等人^[10]研究了应力比($R=0.1/0.7$)对疲劳裂纹扩展速率的影响。结果表明,随着应力比的增大,疲劳裂纹扩展速率的阈值降低。

相对于等轴和定向高温合金,单晶高温合金具有优异的蠕变性能和热机械疲劳性能。因此,单晶高温合金成为高性能航空发动机涡轮叶片的优选材料。DD6 作为国内应用最广泛第 2 代单晶高温合金,它具有高温强度高、组织稳定、综合性能优良、铸造工艺性能好的优点^[11]。为使 DD6 单晶高温合金得到更好的应用,开展应力比对 DD6 单晶高温合金高周疲劳性能的影响研究规律具有重要意义。本工作通过测定 DD6 单晶高温合金在 1070 °C 的条件下不同应力比的高周疲劳性能,结合组织形貌和断口的观察分析,研究了应力比对 DD6 合金的疲劳寿命及断裂特征的影响规律,为 DD6 单晶高温合金的广泛应用提供技术支持。

1 实 验

收稿日期: 2017-11-05

作者简介: 谢洪吉,男,1984 年生,博士生,北京航空材料研究院先进高温结构重点实验室,北京 100095,电话: 010-62498309, E-mail: xhj911@126.com

选用材料为我国自主研发的第 2 代铸造镍基单晶高温合金 DD6，它的化学成分^[12]和热处理制度^[13]如表 1 所示。经过热处理，合金的微观组织中包含基体以及均匀分布于基体中的高体积分数的 γ' 立方体强化相。

采用螺旋选晶法在高梯度真空定向凝固炉(HRS)中浇注 DD6 单晶高温合金试棒，试棒长 160 mm，直径 15 mm。选取[001]取向偏离主应力轴 8° 以内的单晶试棒。为研究应力比对 DD6 合金高周疲劳性能的影响，将标准热处理的 DD6 单晶高温合金试棒机械加工成光滑 ($K_t = 1$) 疲劳试样 (工作部位直径 5 mm、圆锥形)，试样具体尺寸要求如图 1 所示。将疲劳试样置于 MTS-810 电液伺服疲劳试验机上进行控制载荷的轴向疲劳实验，测试参数为：试验温度 1070 °C，频率 $f \approx 105$ Hz，试验环境为大气环境，应力比 $R = \sigma_{min}/\sigma_{max}$ (-1、-0.33、0.1、0.5、0.8)，为了消除试验误差及对对比分析，进行了应力比 $R=1$ 的试验，该试验相当于持久-蠕变试验，试样和试验设备及其他应力比的疲劳试验相同。根据实验数据绘制 DD6 合金不同应力比的高周疲劳应力-疲劳寿命 ($S-N$) 曲线。

采 LEO 1450 型扫描电镜观察了疲劳试样断口附近组织形貌，采用 BCPCAS4800 型冷场发射扫描电镜 (FESEM) 及其配置的能谱 (EDS) 仪观察分析了疲劳实验后合金显微组织和成分，并分析了合金的疲劳断裂机理。

2 结果与分析

表 1 DD6 合金化学成分和热处理制度

Table 1 Nominal composition and heat treatments of DD6 alloy ($\omega/\%$)^[12,13]

C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Nb	Al	Hf
0.006	4.3	9.0	2.0	8.0	7.5	2.0	0.5	5.6	0.1
Solution treatment: 1290 °C/1 h+1300 °C/2 h+1315 °C/4 h→AC									
Aging treatment: 1120 °C/4 h→AC+870 °C/32 h→AC									

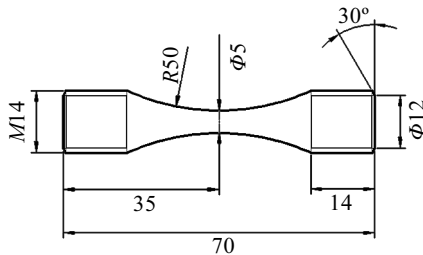


图 1 <001>取向光滑疲劳试样尺寸

Fig.1 Schematic diagram of smooth specimens with longitudinal axis oriented in <001> direction (mm)

2.1 高周疲劳曲线

DD6 合金 1070 °C 时不同应力比 ($R(-1、-0.33、0.1、0.5、0.8)$) 的应力幅值-疲劳寿命曲线即 $R-S-N$ 曲线如图 2 所示，其中，曲线采用双对数坐标表示。由图 2 可见，DD6 合金 1070 °C 条件下不同应力比的应力幅值-疲劳寿命曲线具有以下特征：(1) DD6 合金不同应力比的双对数坐标 $S-N$ 曲线呈线性关系，且不存在水平部分，即不存在明显疲劳极限；(2) DD6 合金不同应力比的高周疲劳寿命均随应力幅值增加而降低，这与其他大多数镍基高温合金相同；(3) 在给定的加载应力条件下，随着应力比增加，应力幅值降低；(4) 当应力幅值给定时，加载应力中的平均应力增大，这对于疲劳裂纹的萌生和扩展都是不利的，使得合金疲劳寿命降低；(5) 随着应力比增大，应力幅值-疲劳寿命曲线的斜率增加。

为了表征平均应力对高周疲劳性能的影响，DD6 合金 1070 °C 条件下不同应力比 (-0.33、0.1、0.5、0.8、1.0) 的平均应力-疲劳寿命即 $S-N$ 曲线如图 3 所示，其中， $S-N$ 曲线采用双对数坐标表示。

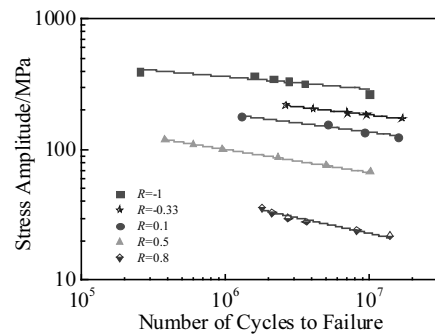


图 2 DD6 合金 1070 °C 不同应力比的应力幅值-疲劳寿命曲线
Fig.2 Stress amplitude vs cycles to failure curves of DD6 alloy at 1070 °C with different stress ratios

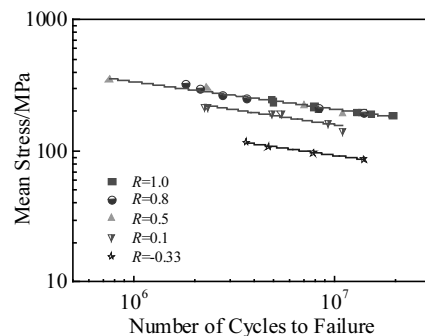


图 3 DD6 合金 1070 °C 不同应力比的平均应力-疲劳寿命曲线
Fig.3 Mean stress vs cycles to failure curves of DD6 alloy at 1070 °C with different stress ratios

由图 3 明显可知，DD6 合金不同应力比的高周疲劳寿命均随平均应力的增加而降低，这与应力幅值和疲劳寿命的相互关系一致。另外，由图 3 还可知，应力比 $R=0.5, 0.8$ 2 种条件下获得疲劳试验数据分布一致，基本上分布在应力比 $R=1$ 条件下拟合得到的直线上，应力比 $R=-0.33, 0.1$ 条件下获得疲劳试验数据分布在上述直线下，且随着应力比减小，疲劳数据降低幅度增大；由此可推出，在相同平均应力条件下，当应力比 $R>0.5$ 时，应力比对 DD6 合金高周疲劳寿命没有显著影响；当应力比 $R\leq 0.1$ 时，DD6 合金高周疲劳寿命随着应力比的增大而增加。国外第 2 代单晶高温合金 PWA1484 也具有这种特点，说明应力比对 2 代单晶高温合金疲劳性能影响具有共性规律。

等寿命图能直观地描述合金指定寿命下加载应力中的应力幅值 (σ_a) 和平均应力 (σ_m) 2 参数之间的关系，同时还能表征各参数随应力比变化的情况。根据图 2 的 $R-S-N$ 曲线图绘制 DD6 合金 1070 °C、循环寿命为 10^7 的等寿命图，如图 4 所示。

由图 4 可见，在 DD6 合金循环寿命为 10^7 的等寿命状态下，当应力比 $R<0.1$ 时，应力幅值随着平均应力的升高而逐渐降低；当应力比 $R>0.5$ 时，应力幅值随着平均应力的升高而急剧降低。由此，说明当平均应力增大到一定程度时，应力比对合金的高周疲劳寿命已无明显影响，此时，加载应力中循环应力所占的比重较小，对合金疲劳寿命的影响基本可以忽略。

2.2 高周疲劳断口

图 5 为 DD6 合金试样在 1070 °C、应力比 $R=-1$ 条件下的疲劳断口形貌。可见，在本实验条件下 DD6 合金疲劳断口附近没有明显的缩颈和伸长，宏观断口由多个平整的面构成。疲劳裂纹源主要萌生于试样表面，如图 5a 白色框区域，放大如图 5b 所示，裂纹先沿与应力轴垂直的方向扩展，然后沿与应力轴方向呈

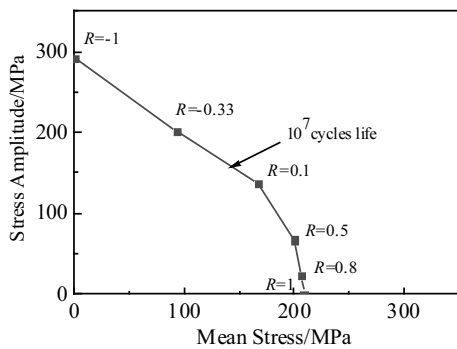


图 4 DD6 合金 1070 °C 的等寿命图

Fig.4 Fatigue diagram of constant life for DD6 alloy at 1070 °C

50°左右夹角的平面扩展，鉴于DD6合金为面心立方金属， $\{111\}$ 是密排面。由此可确定DD6合金在1070 °C、应力比 $R=-1$ 条件下轴向疲劳断裂为类解理断裂，并可确定合金失效模型为八面体滑移，这与文献中的结论一致^{[4,14]15}，且DD6合金高温1070 °C、应力比 $R=-1$ 的疲劳断裂机制与DD6合金中温760 °C的拉伸断裂机制^[16]相似，而与DD6合金高温1070 °C样的拉伸断裂机制完全不同^[17]；同时，研究表明疲劳裂纹源区的断口表面比较光滑平整，这主要由于加载应力中循环应力占比大，在循环加载过程中导致裂纹反复展开闭合，引起匹配断口表面的摩擦。最后，对比观察分析DD6合金其他低应力比 $R=-0.33, 0.1$ 条件下的疲劳断口可知，与应力比 $R=-1$ 的疲劳断口特性一致，疲劳断口附近没有明显的缩颈和伸长，均为类解离断裂。

为了更直观地观察疲劳裂纹的萌生和扩展行为，对DD6合金疲劳试样靠近断口处的纵向剖面进行了扫描电镜观察，如图6所示。

DD6合金试样在1070 °C时进行疲劳试验时表面被氧化，形成了25~35 μm的氧化层，早期的疲劳裂纹尖端主要是沿着 γ/γ' 相界面扩展，并且与主应力轴方向垂直，如图6所示。采用能谱仪 (EDS) 测试裂纹尖

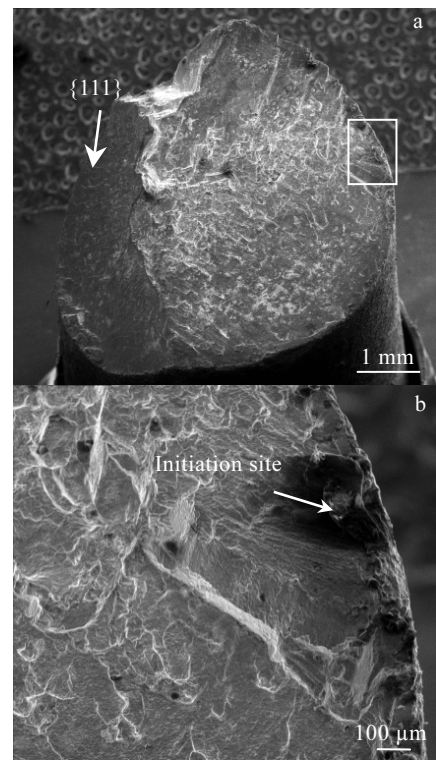


图 5 DD6 合金应力比 $R=-1$ 的疲劳断口形貌

Fig.5 Fracture appearance of DD6 alloy when $R=-1, \sigma_{max}=400$ MPa, and $N_f = 1.90 \times 10^5$: (a) fracture surface and (b) initiation site

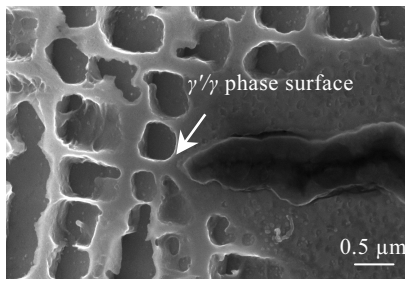


图 6 DD6 合金试样应力比 $R=-1$ 条件下纵剖面的 SEM 照片
Fig.6 SEM image of the transverse fatigue specimen of DD6 alloy at $R=-1$

端的块状物化学成分,如图7所示。分析表明:物质主要富氧、镍等元素,氧化后,在合金表面形成氧化膜,这种氧化膜在高温下是不稳定的,很容易从合金表面脱落,形成微裂纹。

图8为DD6合金试样在1070 °C、应力比 $R=0.5$ 条件下的疲劳断口形貌。由图可知,该条件下DD6合金疲劳断口裂纹源主要萌生于试样表面,且疲劳断口具有

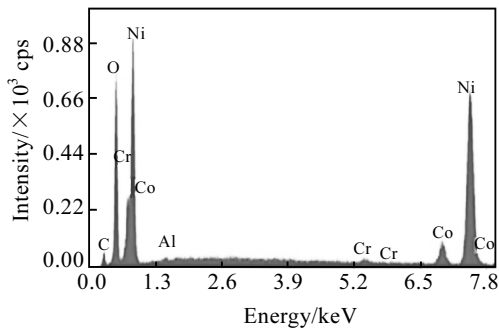


图 7 DD6 合金试样应力比 $R = -1$ 纵剖面的 EDS 能谱
Fig.7 EDS spectrum of the transverse fatigue specimen of DD6 alloy at $R = -1$

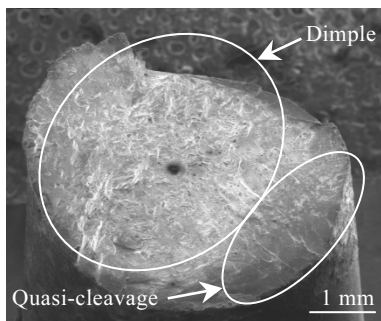


图 8 DD6 合金应力比 $R=0.5$ 的疲劳断口形貌
Fig.8 Fracture morphology of DD6 alloy when $R=0.5$, $\sigma_{max}=400$ MPa, and $N_f=7.53 \times 10^5$

类解离状和韧窝状的混合特征,但整个断口更接近于韧性断裂。在较高平均应力作用下,由于位错可以交滑移和攀移,断口呈杯锥形,横截面仍有椭圆度。

图9为DD6合金试样在1070 °C、应力比 $R=0.8$ 条件下的疲劳断口形貌。由图9a可知,DD6合金疲劳断口附近有明显的缩颈和伸长,断口起伏不平,横截面呈圆形;断口中分布着大量的韧窝,韧窝中心多为显微空洞,如图9b箭头所指,韧窝的深浅程度差别较大,上述特征基本与DD6合金高温拉伸断裂断口形貌一致^[18]。该断裂过程主要通过韧窝相互连接或者通过撕裂连接韧窝的过程进行,出现二次裂纹,没有滑移变形痕迹,表现出明显的韧窝断裂特征,这一特征完全不同于DD6合金应力比 $R=-1$ 条件下的疲劳断裂形式,而更接近持久断裂模式。该条件下DD6合金断口附近的纵剖面上观察到大量裂纹,一般在显微疏松、缩孔、共晶处萌生,如图9c箭头所示。

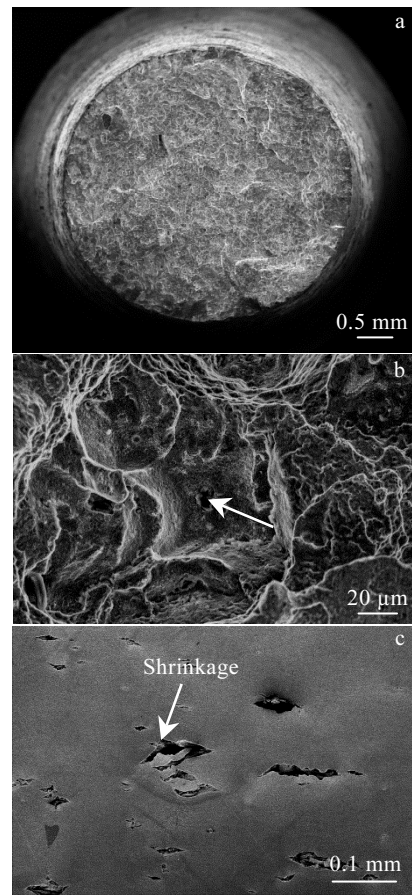


图 9 DD6 合金应力比 $R=0.8$ 的疲劳断口形貌
Fig.9 Fracture appearance of DD6 alloy when $R=0.8$, $\sigma_{max}=400$ MPa, $N_f=9.25 \times 10^5$: (a) fracture surface, (b) dimple, and (c) shrinkage

2.3 疲劳断口组织

图 10 为 DD6 合金在 1070 °C 不同应力比条件下 ($R=-1, -0.33, 0.1, 0.5, 0.8, 1$) 疲劳断裂试样纵剖面的显微组织。由图 10 可知, 相同温度、相同最大加载应力、不同应力比条件下的试样疲劳断裂后的显微组织有明显差别。随着应力比增大, DD6 合金试样筏排化程度增加。当应力比 $R=-1$ 时, 合金未发生明显的筏排化, γ' 相仍保持较好的立方化形态, 如图 10a 所示; 当应力比 $R=-0.33$ 时, γ' 相发生了粗化, 沿 $[100]$ 和 $[010]$ 方向生长的趋势, 局部 γ' 相开始合并, 其合并方向与应力垂直, 如图 10b 所示; 当应力比 $R=0.1, 0.5, 0.8$ 时, γ' 相沿与应力垂直的方向发生了不同程度的定向粗化, 形成了较为平直的筏排结构, 且随着应力比的增大, 筏排组织越来越短、越来越不完整, 同时, 基体通道厚度和 γ' 相粗化现象也逐渐增加, 如图 10c、10d、10e 所示, 而应力 $R=1$ 时, 筏排结构出现解筏现象, 规则的筏排结构消失, 如图 10f 所示。应力是单晶高温合金筏排化的重要影响因素之一, 从热力学上来说, 筏排化的驱动力与施加的应力以及 γ'/γ 间的错配度成正比^[19]; 田素贵^[18]研究结果表明: 外加应力能改变 γ 和 γ' 相内应变能的密度分布, 而应变能的变化

是 γ' 相定向粗化的驱动力; Tian^[20]研究表明, 合金承受应力时, 合金中晶格应变增加, 并有位错在基体中运动, 由于位错的管道效应可加速元素的扩散及 γ' 相的定向粗化。因此, 在低应力比条件下, 合金承受的平均应力较低, 合金产生筏排化程度不明显甚至没有; 在高应力比条件下, 合金承受的平均应力较大, 有利于 γ' 相定向粗化, 易于形成筏排组织。

如图 10a、10b 白色箭头所示, 在低应力比条件下 ($R=-1, -0.33$) 可以清晰观察到平直的滑移带, 滑移带贯穿剪切 γ 相和 γ' 相, 方向与 $[010]$ 方向成约 45° 夹角, 这些滑移带应当为位错在 $\{111\}$ 滑移面滑移引起的, 在低应力循环加载过程中, 由于合金承受的平均应力较低, 开动的滑移系较少, 位错很难通过交滑移和攀移转换滑移面, 只能通过从基体中切入 γ' 相引起合金变形而起作用, 表明在高温低应力比条件下的疲劳断裂基本属于纯剪切型断裂。在高应力比条件 ($0.5, 0.8$) 下没有观察到滑移带剪切 γ 相和 γ' 相, 合金在高温、高应力条件下, 原子扩散容易, 易于出现筏排组织, 筏排组织的产生会降低 γ 和 γ' 两相的共格程度, 使位错不易在 γ'/γ 界面分解剪切 γ' 相。

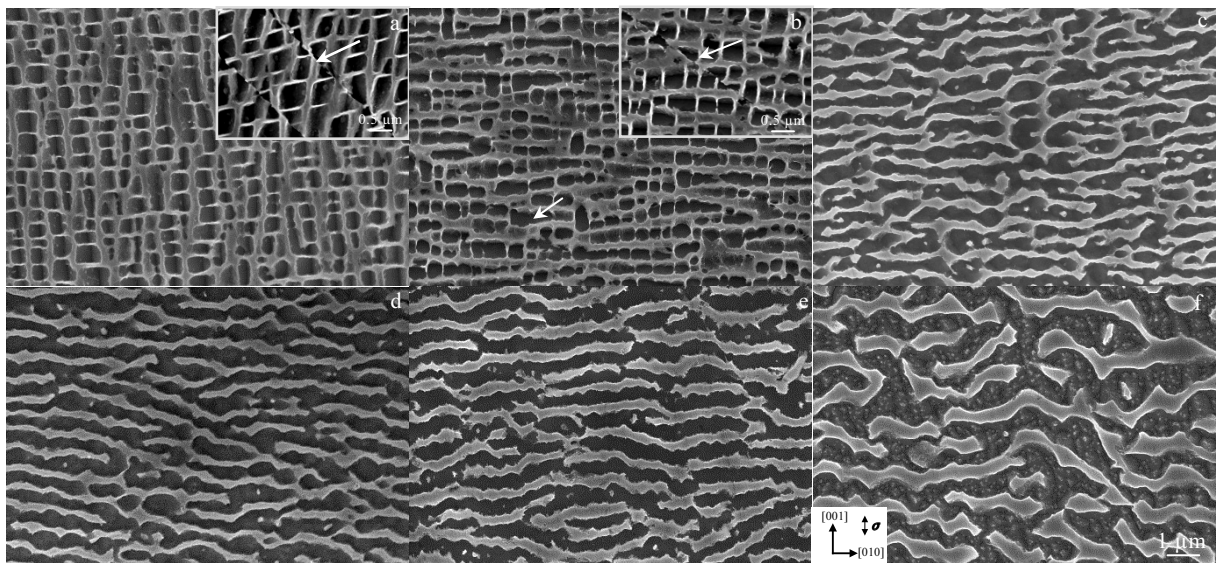


图 10 DD6 合金在不同应力比条件下断裂后距合金断口表面 0.5 mm 处纵剖面的 γ' 相形貌

Fig.10 γ' morphologies on longitudinal section at 0.5 mm away from the fracture surface of DD6 alloy: (a) $R=-1$, (b) $R=-0.33$, (c) $R=0.1$, (d) $R=0.5$, (e) $R=0.8$, and (f) $R=1$

3 结论

1) DD6 合金 1070 °C 条件下不同应力比的高周疲劳寿命均随应力幅值增加而降低; DD6 合金 1070 °C 条件下不同应力比的高周疲劳寿命均随平均应力的

增加而降低。

2) 当应力幅值恒定时, DD6 合金 1070 °C 的疲劳寿命随着应力比的增大而降低。

3) 当平均应力恒定时, 应力比 $R>0.5$ 时, 应力比对 DD6 合金高周疲劳寿命没有显著影响, 应力比 R

<0.5 时, DD6 合金高周疲劳寿命随着应力比的增大而增加。

4) DD6 合金 1070 °C、低应力比条件 ($R \leq 0.1$) 下的疲劳断裂模式为类解理断裂; 高应力比条件下的疲劳断裂模式为韧窝断裂; 中等应力比条件下疲劳断裂模式具有类解理状和韧窝状的混合特征。

参考文献 References

- [1] Cowles B A. *International Journal of Fracture*[J], 1996, 80(2-3): 147
- [2] Yehia EI-Aini, Robert D, Alan S *et al. AIAA/SAE/ASME 33th Joint Propulsion Conference*[C]. Seattle: AIAA, 1997
- [3] Schafrik R, Sprague R. *Advanced Materials & Processes*[J], 2004, 16(5): 29
- [4] Liu Y, Yu J J, Xu Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 454-455: 357
- [5] Fritzeimer L G. In: Reichman S ed. *Superalloys 1988*[C]. Warrendale: TMS, 1988: 265
- [6] Hou N X, Gou W X, Wen Z X. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 492(1-2): 413
- [7] Antolovich B F, Saxena A, Antolovich S D. In: Antolovich S D eds. *Superalloys 1992*[C]. Warrendale: TMS, 1992: 727
- [8] Wright P K, Jain M, Cameron D. In: Green K A ed. *Superalloys 2004*[C]. Warrendale: TMS, 2004: 657
- [9] Lukáš P, Kunz L, Svoboda M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 387-389: 505
- [10] Müller S, Rösler J, Christoph S. In: Pollock T M ed. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 347
- [11] Li J R, Zhong Z G, Tang D Z *et al.* In: Reed R C ed. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 777
- [12] Li J R, Zhao J Q, Liu S Z *et al.* In: Reed R C ed. *Superalloys 2008*[C]. Warrendale: TMS, 2008: 443
- [13] Li J R, Jin H P, Liu S Z. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2007, 36(10): 1784
- [14] Zhou H, Ro Y, Harada H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 381(1-2): 20
- [15] Yi J Z, Torbet C J, Feng Q *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 443(1-2): 142
- [16] Li Jiarong(李嘉荣), Liu Shizhong(刘世忠), Wang Kaiguo(王开国) *et al.* *Journal of Iron and Steel Research(钢铁研究学报)*[J], 2003, 15(7): 272
- [17] Yu Jian(喻健), Li Jiarong(李嘉荣), Shi Zhenxue(史振学) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)*[J], 2015, 35(5): 13
- [18] Tian Sugui(田素贵), Chen Changrong(陈昌荣), Yang Hongcai(杨洪才) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2000, 36(5): 465
- [19] Prasad S C, Rao I J, Rajagopal K R. *Acta Materialia*[J], 2005, 53(3): 669
- [20] Tian S G, Zhou H H, Zhang J H *et al.* *Materials Science and Technology*[J], 2000, 16(4): 451

Effect of Stress Ratio on High Cycle Fatigue Behavior of a Single Crystal Superalloy

Xie Hongji, Li Jiarong, Han Mei

(Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory,
Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: A series of axial force controlled fatigue tests at 1070 °C were performed to elucidate the influence of stress ratio ($-1/-0.33/0.1/0.5/0.8$) on high cycle fatigue behavior of DD6 single crystal superalloy. Fracture morphology and microstructure of these samples were characterized by scanning electron microscopy (SEM) and energy dispersive spectroscopy (EDS) in order to analyze the fracture micro-mechanism at different stress ratios. The results indicate that the high cycle fatigue life of DD6 alloy with different stress ratios decreases with the increase of stress amplitude and mean stress. When the stress amplitude is constant, the fatigue life of DD6 alloy decreases with the increase in stress ratio. The fatigue life of DD6 alloy increases with the increase in stress ratio when the mean stress is constant and the stress ratio is less than 0.5. However, when the mean stress increases to a certain extent, the stress ratio has no significant effect on the fatigue life of the alloy. Analysis on fracture surfaces of DD6 alloy at 1070 °C demonstrates that a quasi-cleavage mode is observed under the condition of low stress ratio, while a dimple mode is found at high stress ratio. The fatigue fracture mode under medium stress ratio has the mixing characteristics of the above mentioned modes. High temperature oxidation under low stress ratio is helpful to the initiation and propagation of cracks.

Key words: single crystal superalloy; stress ratio; high cycle fatigue behavior; fracture model

Corresponding author: Xie Hongji, Candidate for Ph. D., Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, P. R. China, Tel: 0086-10-62498309, E-mail: xhj911@126.com