

GH37合金蠕变/疲劳复合性能的研究

周洪范 张行安 易家林 潘震昌

一、试验材料

GH37合金是涡轮喷气发动机I级和II级涡轮叶片材料。发动机转子在运转过程中,由于多次反复启动和停车,使叶片材料经受着蠕变/疲劳交互作用。在该型发动机返修中发现有的叶片产生折断。故障统计表明,叶片早期折断与材料的热处理制度有关。叶片热处理工艺原规定二次淬火后缓冷,即出炉后用石棉板加盖,成堆冷却。有一段时期曾改为出炉后散放冷却,结果发现折断叶片大多为二次淬火后散冷造成的。本试验为模拟叶片在蠕变/疲劳交互作用下的实际条件,分别对三种热处理的材料进行对比试验,初步查明GH37合金在蠕变/疲劳交互作用下的损伤及断裂规律,为设计和选材提供了一定的参考依据。

GH37合金选用的三种热处理制度如下:

H₁: 1180℃×2小时,空冷+1050℃×4小时,缓冷+800℃×16小时,空冷;

H₂: 1180℃×2小时,空冷+1050℃×4小时,散冷+800℃×16小时,空冷;

H₃: 1180℃×2小时,空冷+1050℃×4小时,水冷+800℃×16小时,空冷。

试验用料为抚顺钢厂生产的电渣熔炼热轧棒材,符合技术条件YB635—67。

二、试验方法

用经改装的蠕变试验机进行蠕变/疲劳交互作用试验。控温精度为 $\pm 1 \sim \pm 2^\circ\text{C}$ 。蠕变/疲劳复合试验载荷谱见图1。载荷分为连续循环加载,保时循环加载和一次持久加载三种情况。试验中初始负荷保持恒定。相当于试样上产生1公斤/毫米²的应力。

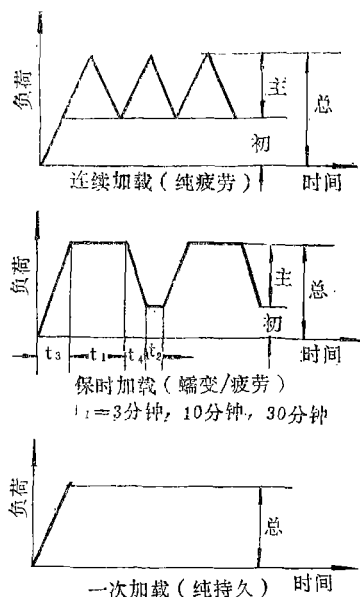


图1 蠕变/疲劳复合试验载荷谱

三、试验结果及分析

试验结果见图2~4。纵坐标为断裂循环数N,横坐标为峰值应力累计保持时间 $N\Delta t_1$ 。

图2说明,在H₁状态下,负荷保持30分钟及10分钟的循环寿命分别比静持久寿命(147小时)提高20%及16%,显示了循环强化效应。而保持3分钟的寿命仅比静持久寿命高4%,说明循环强化效应随加载频率增加而降低。

图3说明,在H₂状态下,负荷保持30分钟及10分钟的循环寿命分别比静持久寿命降低17%及25%。负荷保持3分钟的寿命比静持久寿命降低23%,显示循环软化效应。

从图4可见,在H₃状态下,负荷保持30分钟及10分钟的循环寿命分别比静持久寿命提高90%及48%,保持3分钟的寿命比静持久寿命提高93%。这一情况与H₁状态截然不同,说明

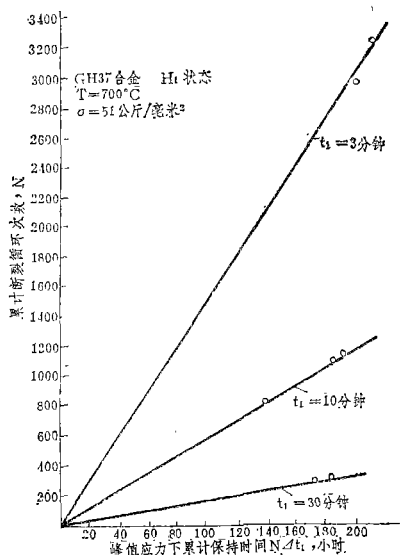


图2 GH37合金在H₁状态下的蠕变/疲劳复合寿命

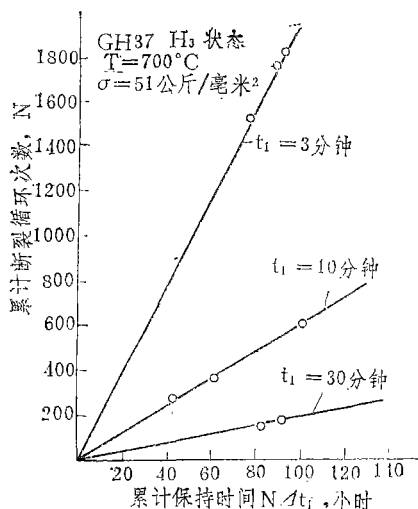


图4 GH37合金在H₃状态下的蠕变/疲劳复合寿命

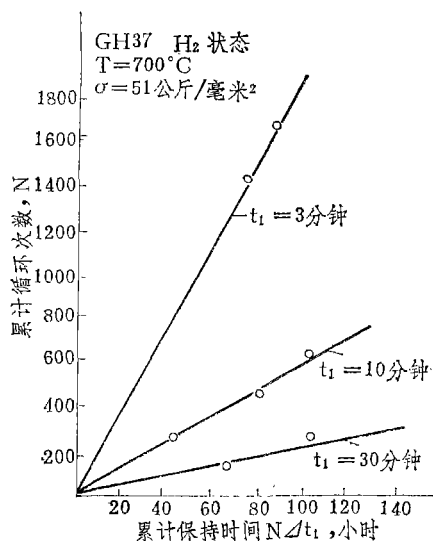


图3 GH37合金在H₂状态下的蠕变/疲劳复合寿命

构件设计时应力求避免降低其循环寿命的加载频率。

值得指出的是,在H₁和H₂两种状态下,由材料承受蠕变/疲劳交互作用的结果可知,H₁为循环强化,H₂为循环软化。这一结果与GH37叶片故障分析中得到的GH37在700℃下缺口敏感性较大的结果(缺口持久寿命中H₁>H₂)

相吻合。分析认为,在二次淬火后散冷的材料析出的γ'相过细,使晶内与晶界间的强度梯度增大,因而易于形成沿晶断裂。试验表明,γ'相过细将降低材料的蠕变/疲劳复合寿命。涡轮喷气发动机I级工作叶片另一类故障就是由蠕变/疲劳交互作用造成的,叶片由排气边微裂纹扩展而导致断裂。扫描电镜观察表明,断裂特征为韧窝加疲劳条带。这正是蠕变/疲劳交互作用的典型断口。

循环载荷下的断裂延伸率是评定GH37合金中温塑性好坏的指标。从图5可见,GH37合金在H₁状态下,延伸率曲线平滑,随断裂寿命的变化不明显。而H₂及H₃状态下,延伸率均随寿命的增加而降低。其中H₃状态降得最明显。

试验研究表明,蠕变/疲劳复合损伤与材料的蠕变延性有关。当材料蠕变延性较高时,由循环造成的损伤和疲劳损伤叠加起来使晶界弱化,因而断口具有沿晶特征。众所周知,GH37合金在700℃时有一个低塑性区,其循环延伸率均在4%以下。因此,合金在三种热处理状态下均属沿晶型断裂(见图6~10)。

合金在H₂及H₃状态下,当负荷保持3分钟时,蠕变/疲劳交互作用断口均为沿晶型(图11

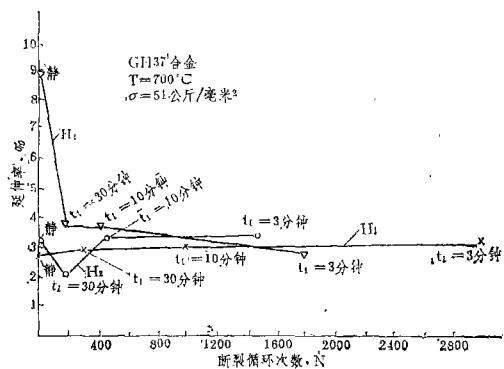


图5 GH37合金在三种热处理制度
下延伸率与寿命的关系



图6 GH37合金H₁状态静持久断口
700°C, 51公斤/毫米², t_r=161:30

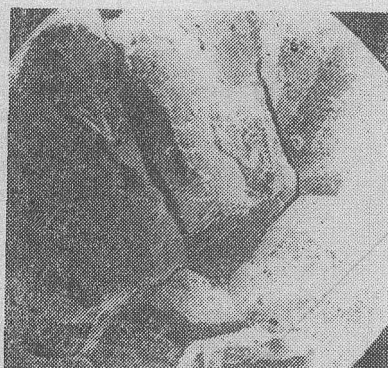


图7 GH37合金H₁状态, t₁=30分钟,
700°C, 51公斤/毫米², t_r=179:00

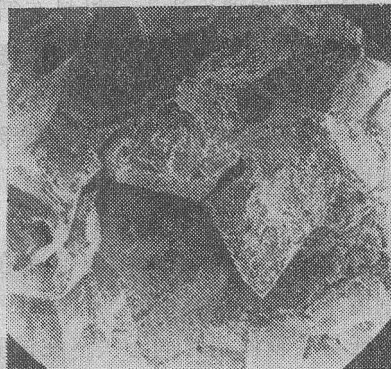


图8 GH37合金H₁状态, t₁=10分钟,
700°C, 51公斤/毫米², t_r=204:00



图9 GH37合金H₁状态, t₁=3分钟,
700°C, 51公斤/毫米², t_r=214:00



图10 GH37合金H₁状态, t₁=0(连续
循环), t_r=194:00

及图12)。延性耗竭理论认为，材料在循环载荷下，非弹性应变中包括塑性应变和蠕变应变两部份。如塑性延性先于蠕变延性消耗完，损伤主要在晶内，形成穿晶断裂。如蠕变延性先于塑性延性消耗完，损伤主要在晶界，形成沿晶断裂。

从扫描电镜观察可见，GH37 合金在三种热处理制度下，于700℃、51公斤/毫米²时，循环断裂特征与负荷保持时间无关。在试验的三种加载频率下，试样均为沿晶型韧性断裂。在整个裂纹扩展过程中，均伴有塑性变形。

Lagneborg 等人提出下列方程描述蠕变/疲劳交互作用：

$$\sum \frac{N}{N_i} + B \left(\sum \frac{N}{N_i} \cdot \sum \frac{\Delta t}{t_r} \right)^{\frac{1}{2}} + \sum \frac{\Delta t}{t_r} = 1$$

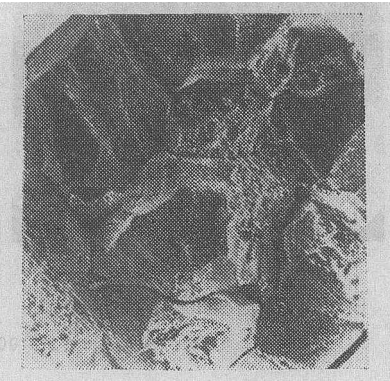


图 11 GH37合金H₂状态，t₁=3分钟，700℃，51公斤/毫米²，t_r=112:05

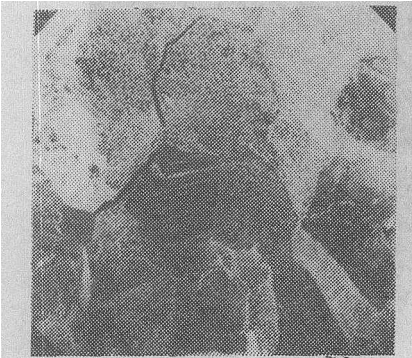


图 12 GH37合金H₃状态，t₁=3分钟，700℃，51公斤/毫米²，t_r=120:00

式中 B 为交互作用系数。从图13可见，复合损伤有三种情况：B = 0，断裂寿命等于按线性损伤律预测寿命；B > 0，断裂寿命低于按线性损伤律预测寿命；B < 0，断裂寿命高于按线性损伤律预测寿命。公式中N_i及 t_r均为材料常数，分别为材料的纯疲劳寿命和纯持久寿命。式中已知峰值负荷下累计保持时间 $\sum \Delta t$ ，可估算断裂循环数 N。反之，已知N，可估算材料在最大载荷下的持续时间。

GH37 合金复合损伤见图 14。由图可见，H₁ 状态的数据分布在线性损伤线右边，属于损伤系数 B < 0 的范围，表明合金在蠕变/疲劳复合作用下产生强化效应。H₂的数据有 4 点分布在线性损伤线左边，其中负荷保持10分钟的有 2点，负荷保持 30 分钟的各占一点。这说明负荷保持10分钟时，由于疲劳寿命较长，复合寿命主要取决于负荷保持时间。由图 14 还可看出，负荷保持30分钟及10分钟的数据点都靠近坐标横轴，说明其疲劳损伤度很小。

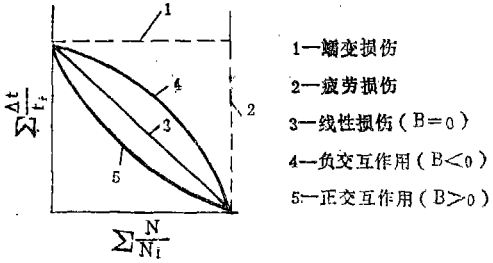


图 13 蠕变/疲劳复合损伤

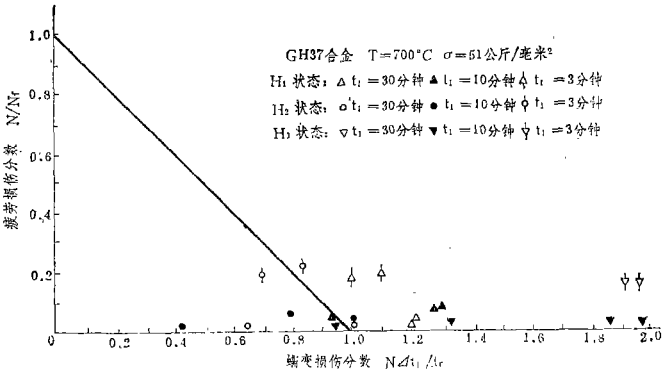


图 14 GH37合金蠕变/疲劳复合损伤图

四、结论

GH37 镍基高温合金二次淬火后经缓冷、散冷和水冷三种热处理制度的蠕变/疲劳交互作用试验表明:

1. 合金的热处理制度对蠕变/疲劳复合寿命有很大影响。二次淬火后缓冷的合金, 循环断裂寿命最高, 散冷的次之, 水冷的最差。

2. 缓冷及水冷合金显示循环强化效应, 散冷合金显示循环软化效应。

3. 循环载荷频率对蠕变/疲劳复合寿命有影响, 负荷保持10分钟, 在三种热处理制度下, 循环强化效应均有所降低。

4. 在三种热处理制度下, 材料延伸率与循环断裂次数关系不大, 缓冷合金循环塑性较稳定, 水冷合金在2000次循环后, 延伸率有下降趋势。

5. GH37 合金蠕变/疲劳交互作用试验结果与实物叶片故障分析结果相符。散冷叶片与材料交互作用性能偏低的原因, 与晶内析出 γ' 强化相过细有关。其原因是增大了晶内和晶界的强度梯度, 使晶界相对弱化。

6. 由于GH37 合金在700℃时有一低塑性区, 合金在此温度范围内, 试样断口特征均属沿晶型韧性断裂。表明复合损伤主要在晶界, 这一结果与延性耗竭理论相符。

7. 用蠕变/疲劳交互作用损伤方程

$$\sum \frac{N}{N_f} + B \left(\sum \frac{N}{N_f} \cdot \sum \frac{\Delta t}{t_r} \right)^{\frac{1}{2}} + \sum \frac{\Delta t}{t_r} = 1$$

可粗略地估算材料的循环寿命。GH37 合金的循环强化和软化效应与交互作用系数B的计算值相符合。

(上接第39页)

的贮存期, 高分子通讯, Vol. 7, No2, 1965。

[3] 硫化橡胶在应力状态下的老化, 橡胶参考资料, No4—5, 1980。

[4] AD 658308。

[5] AD 755827。

[6] ГОСТ 9.024—74。

[7] Southwart, D. W., M. Sc., Ph. D., A. P. R. I., Laboratory Assessment of O-ring Sealing Performance, Proceedings of the Seventh International Conference on Fluid Sealing, 1975。

[8] Об изменении деформации уплотнительных деталей в процессе старения, Каучук и резина, №12, 1970。

[9] 航空橡胶及制品老化性能研究总结, 六二一研究所,

1981。

[10] ANA №438。

更正:

本刊1982年第4期第30页第3行作者单位“一七二厂”应更正为“成都市无缝钢管厂”, 并在此向作者闵家显和郝玉林同志表示歉意。

编辑部 1983.1

启 事

本期杂志因故延期, 敬请读者鉴谅。