

# 两种涡轮盘合金的高温低循环 疲劳性能及断裂研究

谢济洲 周瑞发

近年来材料的低循环疲劳性能受到很大的重视, 无论从基础理论或实际应用上都具有相当大的意义<sup>[1]</sup>, 特别是航空发动机涡轮盘合金的高温低循环疲劳性能, 被认为是发动机选材的限制因素<sup>[2]</sup>。

盘子的高温低循环疲劳主要指周期性的启动-停车, 即反复起飞着陆或加速减速循环过程中所产生的不可逆的塑性变形的累积。每启动-停车一次, 盘子经受一次由离心应力和热应力迭加而成的应力-应变循环。这种迭加应力相当大, 在其关键部位可能超过材料的屈服强度, 进入塑性受力状态下工作, 有时达60公斤/毫米<sup>2</sup>以上, 从而构成以大应力或大应变为特点的低循环疲劳, 沿盘子径向应力分布及其槽底应力-应变循环情况如图1所示。

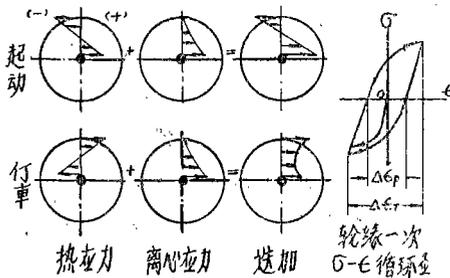


图1 沿盘子径向应力分布示意图

表示这些关键部位应变集中区高温疲劳断裂过程与有关学科的关系如图2所示<sup>[3]</sup>。由图可以看出, 疲劳断裂过程包括裂纹的起始、扩

展和断裂三个阶段。起始阶段又可细分为裂纹成核、微裂纹生长和形成可检的工程裂纹阶段。有关工程裂纹的标准, 美国规定为1/32英寸(0.79毫米)长的表面裂纹<sup>[4]</sup>, 英国为深0.15, 长0.5毫米的表面裂纹<sup>[5]</sup>。

本文针对发动机的涡轮盘, 从宏观和微观相结合上, 开展对GH36、GH132铁基高温合金的高温低循环疲劳性能及其断裂的研究, 为涡轮盘选材和寿命估算提供依据。



图2 高温疲劳断裂过程及有关学科示意图<sup>[3]</sup>

## 一、实验方法

GH36、GH132合金的高温低循环疲劳试样从涡轮盘坯的弦向切取。原材料经化学分析和常规机械性能检验符合技术条件<sup>[6]</sup>规定, 如表1所示。

试验应选用控制轴向应变的等截面光滑试样。试样的工作直径为5毫米, 标距长20毫米, 详见图3。

参加本工作的还有宁友连、杨瑞璋、苟宝成、徐金伦等同志。

表 1 合金的化学成份和机械性能

合金	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	Ti	V	Nb	Ni	$\sigma_b$ 公斤/ 毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/ 毫米 <sup>2</sup>	$\delta$ %	$\psi$ %	HB d 毫米	$\alpha_k$ 公斤·米	650°C $\tau_{32}$ 小时
GH36	0.351	8.56	—	12.6	1.28	—	—	1.40	0.32	8.16	100.0	64.0	27.0	31.5	3.55	4.8	>100
GH132	0.025	1.57	0.608	14.8	1.16	0.18	2.16	—	—	25.42	100.5	73.5	27	39.5	3.65	9.7	650°C $\tau_{42}$ >100

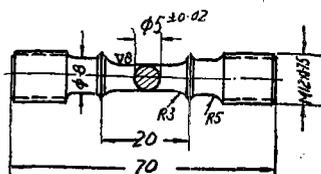


图 3 高温轴向光滑试样

试验在改装的、最大容量为±2吨、能作应变或载荷控制的拉-压低循环疲劳机上进行(7)。控制应变试验时,采用轴向应变引伸计(图4),以线性可调差动变压器作为测量敏感元件,经整流放大后的电信号输给伺服控制

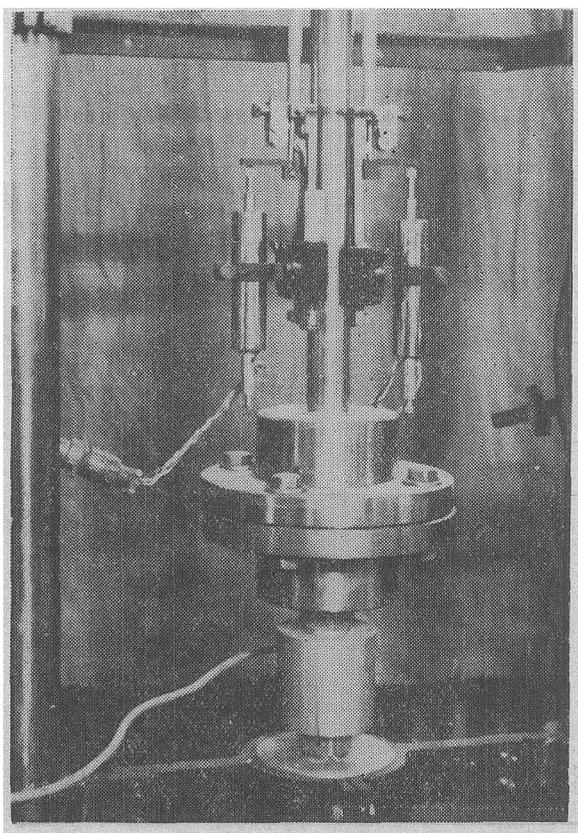


图 4 高温轴向引伸计外貌

器,驱使电磁阀按给定要求进行控制。此信号同时输给 X-Y 记录仪,与从载荷传感器来的力值信号一起,记录整个试验过程中的应力-应变回线。

试验温度为600、650°C,着重研究了600°C时的性能,这是最接近某发动机涡轮盘的实际使用温度。四个总应变范围,分别为0.6、1.1、1.6和2.1%。全部试验在应变比  $R = -1$  的全反复拉压应变循环下进行,波形为三角形波,加载频率为3次/分左右。试样采用对开式电阻炉加热,在试样标距长度上的温度梯度不大于5°C,温度波动范围±2°C。

为了探索腐蚀介质对高温低循环疲劳性能的影响,采用如下预先处理的试样:先在650°C加热3小时,取下后挂在一个转盘上,转盘每半小时转动一周,每周将试样在3% NaCl溶液中浸5分钟,共转40周,然后再从头反复三次。经处理后的试样在600°C、总应变范围  $\Delta\epsilon_T = 1.1\%$  下与未经处理的试样进行对比试验。

运用扫描电子显微镜观察了GH36、GH132合金于600°C,  $\Delta\epsilon_T$  从0.6至2.1%的试样疲劳断口。观察前对高温断口表面腐蚀层进行了专门处理。

## 二、实验结果

### 1. 低循环疲劳性能

两种合金在600和650°C温度下,总应变范围  $\Delta\epsilon_T$  分别为0.6、0.8、1.1、1.6和2.1%时,测得的稳定应力范围和疲劳寿命  $N_f$  的数据如表2所示。得到的总应变范围  $\Delta\epsilon_T$ -疲劳寿命  $N_f$  曲线和  $\Delta\epsilon_T$ 、弹性应变范围  $\Delta\epsilon_e$  及塑性应变范围  $\Delta\epsilon_p$  与  $N_f$  的关系曲线分别示于图5和6。

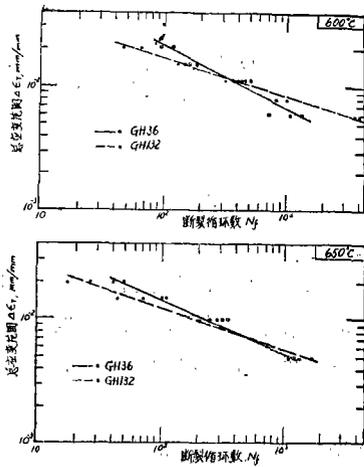


图 5 两种合金总应变范围  $\Delta\varepsilon_T-N_f$  曲线

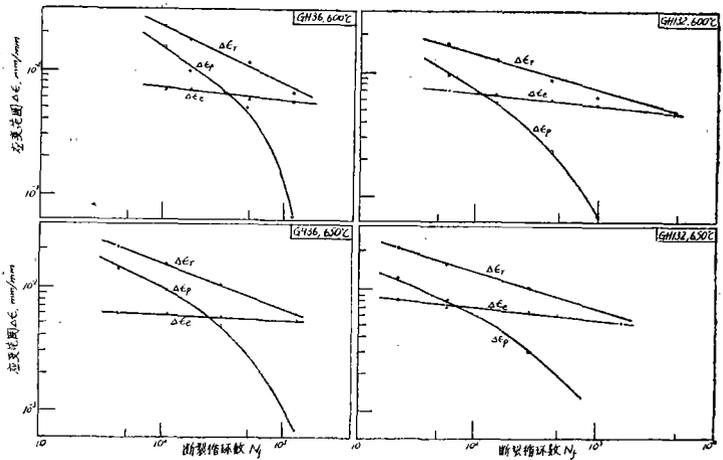


图 6 两种合金  $\Delta\varepsilon_p-N_f$  曲线

表 2 两种合金的低循环疲劳性能

$\Delta\varepsilon_T\%$	600°C							
	$\Delta\varepsilon_e\%$		$\Delta\varepsilon_p\%$		稳定应力范围 $\Delta\sigma$ , 公斤/毫米 <sup>2</sup>		$N_f$	
	GH36	GH132	GH36	GH132	GH36	GH132	GH36	GH132
2.1	0.67	0.90	1.44	1.20	107 108	151 138	124 95	48 66
1.6	0.66	0.88	0.94	0.72	103 106	144 136	185 166	158 135
1.1	0.61	0.76	0.49	0.34	99 97	117 128 118	570 481	438 320 446
0.8	—	0.71	—	0.09	—	108 119	—	1074 853
0.6	0.54	0.59	0.06	0.01	87 88 84	97 97	1710 757 1220	4034 4099
	650°C							
2.1	0.63	0.88	1.47	1.22	103 100	138 143	41 49	26 17
1.6	0.62	0.85	0.98	0.75	101 99	135 137	107 106	73 44
1.1	0.58	0.72	0.52	0.38	94 95 91	114 117	343 208 326	293 252
0.6	0.53	0.58	0.07	0.02	83 83	—	1300 1176	1370 1660

注: E值GH36取 $1.6 \times 10^4$ , GH132取 $1.66 \times 10^4$ 公斤/毫米<sup>2</sup>计算。

经预先腐蚀处理的试样,在600°C  $\Delta\epsilon_T = 1.1\%$  下进行试验时,其断裂循环数 $N_f$ , GH36合金为233、327和124次, GH132合金为202、190、和165次。实验结果表明:

1) 在这两种试验温度下,当 $\Delta\epsilon_T \approx 1.1\%$  时, GH36和GH132合金的疲劳寿命相当,

$\Delta\epsilon_T - N_f$  曲线在此处出现相交(见图5)。在 $\Delta\epsilon_T > 1.1\%$  时, GH36合金的疲劳寿命比GH132合金高;  $\Delta\epsilon_T < 1.1\%$  时,情况正好相反,尤其是600°C,当 $\Delta\epsilon_T = 0.6\%$  时, GH132合金试样的 $N_f$ 约4000多次,而GH36仅1000多次,相差约三倍。

2) 对于这两种合金,发现其总应变范围与断裂循环数,在双对数坐标上近似线性关系,其斜率GH36合金比GH132合金要大一些。

3) 600和650°C时,两种合金的弹性线和塑性线的交点,即所谓“过渡疲劳寿命” $N_t$ ,基本上在 $10^2 \sim 10^3$ 之间,如图6所示。并随温度从600°C升高到650°C,交点向左移, $N_t$ 降低。

## 2. 循环应力-应变行为及有关参数

材料循环应力-应变行为的测定,是低循环疲劳研究中的一个重要方面。本研究对各种应变范围下试样的这一性能都进行了测定,图7示出600°C时的循环拉应力随总应变范围和断裂循环数变化的 $\sigma - N$ 典型曲线。其总的规律是循环硬化现象低温比高温下显著,总应变范围大的比小的显著。GH36合金基本上表现为循环硬化, GH132合金则以循环软化为主,经腐蚀处理后的试样循环硬化现象消失,表现出循环稳定或循环软化现象。

GH36合金的应力-应变循环疲劳过程,在 $\sigma - N$ 曲线上表现出来的行为与裂纹的起始、扩展和断裂三个阶段相对应:

1) 循环硬化阶段。由 $\sigma - N$ 曲线可以看出,仅在头十几个循环数内,循环硬化达到了最大

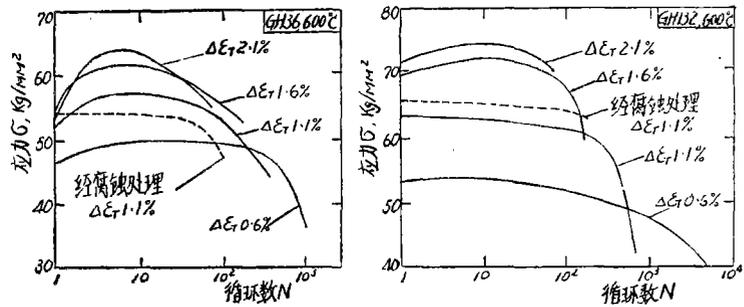


图7  $\sigma - N$ 曲线

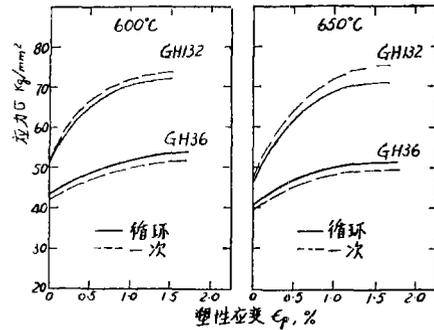


图8 一次的与循环的应力-应变曲线

表3 600°C时的有关系数和指数

符号	名称和定义 [9]	GH36	GH132
$\alpha$	疲劳塑性指数, 反复循环一次所做的功, 取 $\lg \Delta\epsilon_p - \lg N_f$ 曲线的斜率	-0.8	-0.72
$b$	疲劳强度指数, 取 $\lg \Delta\sigma - \lg N_f$ 曲线的斜率	-0.095	-0.11
$\mu'$	循环应变硬化指数, 抗循环塑性变形的能力, 取 $\lg \Delta\sigma - \lg \Delta\epsilon_p$ 曲线的斜率	0.09	0.12
$\epsilon_f'$	疲劳塑性系数, 产生一次反复循环的真实应变, 取 $\lg \Delta\epsilon_p - \lg N_f$ 曲线上 $N_f = 1$ 的截距	$4.8 \times 10^{-1}$	$3.2 \times 10^{-1}$
$\sigma_f'$	疲劳强度系数, 产生一次反循环所得到的真实应力, 取 $\lg \Delta\epsilon_p - \lg N_f$ 曲线上 $N_f = 1$ 处的截距	81	98

值,这一阶段在整个疲劳寿命中占的比例很小,是裂纹起始阶段。

2) 循环稳定或匀速下降阶段。在这一阶段中,低应变范围的应力通常保持相对稳定或缓慢下降,高应变范围的应力下降要快些。这一阶段在整个疲劳寿命中占的比例较大,属裂纹扩展阶段。

3) 循环应力快速下降阶段。一般在 $\sigma$ - $N$ 曲线上表现为出现拐点,应力加速下降,这标志着疲劳进入裂纹失稳扩展,直至最后断裂。



×4000

图9 GH36合金循环疲劳第一阶段表面滑移与挤出情况

GH132合金与GH36合金相比有明显的差别,仅在 $600^{\circ}\text{C}$ 、 $\Delta\varepsilon_T > 1.6\%$ 时有循环硬化现象。当 $650^{\circ}\text{C}$ 时,即使高应变( $\Delta\varepsilon_T = 2.1\%$ )循环硬化现象也不明显,一般均出现循环软化,尤其是在 $650^{\circ}\text{C}$ 、低应变范围时更为明显。其裂纹的起始、扩展和断裂过程在 $\sigma$ - $N$ 曲线上的表现,即三个阶段与GH36大体相同。这两种合金的循环 $\sigma$ - $\varepsilon$ 曲线和一次 $\sigma$ - $\varepsilon$ 曲线的比较如图8所示。

为了提供估算寿命时所需的参数,本研究



×400

图10 GH36合金 $600^{\circ}\text{C}$   $\Delta\varepsilon_T = 1.1\%$ 的低循环疲劳扩展过程

测定了与低循环疲劳有关的各种系数和指数, $600^{\circ}\text{C}$ 时的数据如表3所示。由于这两种合金的 $\Delta\varepsilon_p$ - $N_f$ 曲线的右半段呈非线性,因此,其指数只测得开始段的值。

### 3. 断裂观察

运用扫描电子显微镜观察了GH36、GH132合金在 $600^{\circ}\text{C}$ 、 $\Delta\varepsilon_T$ 从 $0.6\%$ 至 $2.1\%$ 范围内试样疲劳断口,其结果如下:

1) 两种合金的断口表面,均观察到低循环疲劳的基本断裂特征,即具有明显的疲劳条带,带宽在 $1\mu$ 以上。

2)  $600^{\circ}\text{C}$ 、 $\Delta\varepsilon_T = 1.1\%$ 时,两种合金的疲劳断口均可观察到明显的疲劳过程的三个阶段。GH36合金疲劳第一阶段有明显的表面滑移与挤出现象,如图9所示。整个疲劳过程的断口形貌见图10,图中可以清晰地看出条带间距开始很细,中间均匀,最后变宽的逐渐增宽的情况。证明疲劳裂纹扩展速率随循环过程而逐渐增大,并逐步进入第三阶段的失稳扩展,最后出现断裂时条带特征终止,韧窝出现。同时也证明微观断口上所观察到的迹象与

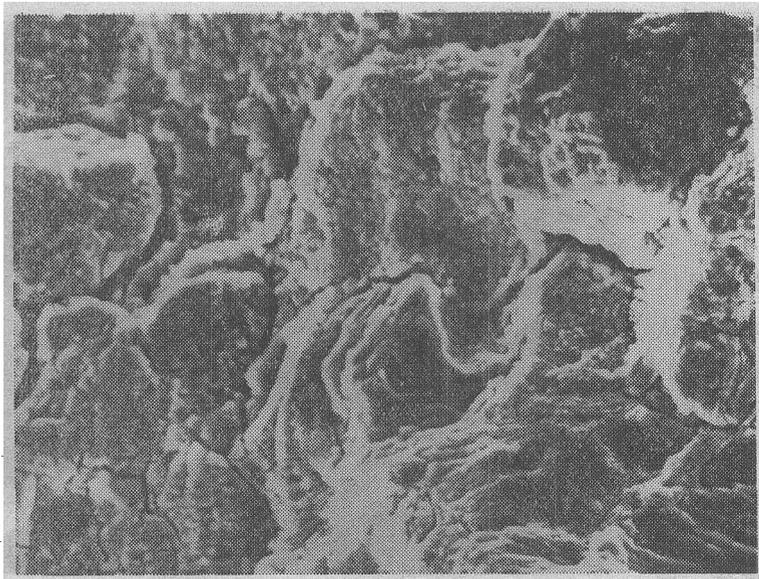


图 11 GH36 合金 600°C  
 $\Delta \varepsilon_T = 1.1\%$  经预  
 先腐蚀处理后的试  
 样,的沿晶裂纹情况

疲劳试验过程中反映出来的循环应力—应变行为的变化规律非常一致。

3) 经预先腐蚀处理的试样,其断口表面有明显的沿晶裂纹,裂纹开始沿晶成核和扩展,然后逐渐转入穿晶扩展,但沿晶断裂层的深度,这两种合金是有差别的,GH36 约为 150 $\mu$ ,而GH132试样则为75 $\mu$ 左右,其沿晶裂纹情况如图11所示。

综合上述结果表明,两种合金的低循环疲劳断裂均可明显地观察到裂纹的起始、扩展和失稳扩展至断裂三个阶段。裂纹的扩展以疲劳条带为基本特征,温度和介质对断裂形貌有重要影响。

### 三、讨 论

#### 1. 疲劳寿命的估算

研究表明,GH36和GH132合金的高温低循环疲劳,在本文所试验的温度范围内可以用Manson-Coffin的通用斜率方程来表达:

$$\Delta \varepsilon_T = C_e N_f^b + C_p N_f^\alpha \quad (1)$$

式中  $b$ 、 $\alpha$  分别为疲劳强度指数和疲劳塑性指数。 $C_e$ 和 $C_p$ 是与材料及所试条件有关的常数,分别相应于一次循环时的弹性和塑性应变,通常  $C_e = \sigma_f' / E$ ,  $C_p = \varepsilon_f'$ ,代入方程(1),则得考

$$\Delta \varepsilon_T = \sigma_f' / E N_f^b + \varepsilon_f'^\alpha N_f \quad (2)$$

虑到高温的影响,Manson又对方程(2)中的系数进行过修正,其修正过的通用斜率方程<sup>(8)</sup>为:

$$\Delta \varepsilon_T = 3.5 \sigma_b / E N_f^b + \varepsilon_f'^{0.6} N_f^\alpha \quad (3)$$

将表2表3中测得的断裂循环数  $N_f$  和有关参数代入方程(3),就可方便地计算出所承受的应变范围,600°C时这两种合金的计算结果证明,与实验结果比较一次,其总应变范围  $\Delta \varepsilon_T$  的计算值与实验值如表4所示。

表 4 600°C  $\Delta \varepsilon_T$  计算结果比较

GH36		GH132	
$\Delta \varepsilon_T$ 实验, %	$\Delta \varepsilon_T$ 计算, %	$\Delta \varepsilon_T$ 实验, %	$\Delta \varepsilon_T$ , %
2.1	2.101	2.1	2.214
1.6	1.588	1.6	1.634
1.1	1.079	1.1	1.117
0.6	0.587	0.8	0.926
		0.6	0.542

在预测低循环疲劳寿命时,运用总应变范围的方程(3)对  $N_f$  是不能解的,这就需要分别计算出试样或零件关键部位的塑性应变  $\Delta \varepsilon_p$  和弹性应变  $\Delta \varepsilon_e$ ,采用塑性线方程

$$\Delta \varepsilon_p = \varepsilon_f'^{0.6} N_f^\alpha \text{ 或 } N_f = (\Delta \varepsilon_p / \varepsilon_f'^{0.6})^{1/2} \quad (4)$$

或弹性线方程

$\Delta \varepsilon_e = (3.5 \sigma_b / E)$  或  $N_f = (\Delta \varepsilon E / 3.5 \sigma_b) \quad (5)$   
 将疲劳寿命  $N_f$  计算出来。

## 2. 关于疲劳硬化和软化

如前所述,这两种合金的循环硬化与软化行为是有差别的,见图7和图8。一般来说,疲劳硬化与软化是其宏观反映,从微观尺度上看,材料在应力-应变循环过程中,范性形变是由晶体内的位错运动产生的。硬化被认为是晶体结构中原有的和新生的位错的交互作用,产生了对位错进一步运动的障碍所引起的<sup>[11]</sup>。因此,在低循环疲劳过程中,保持恒定应变时就要克服这种障碍,其结果势必提高外载荷,导致应力增加,这就是循环硬化的结果。

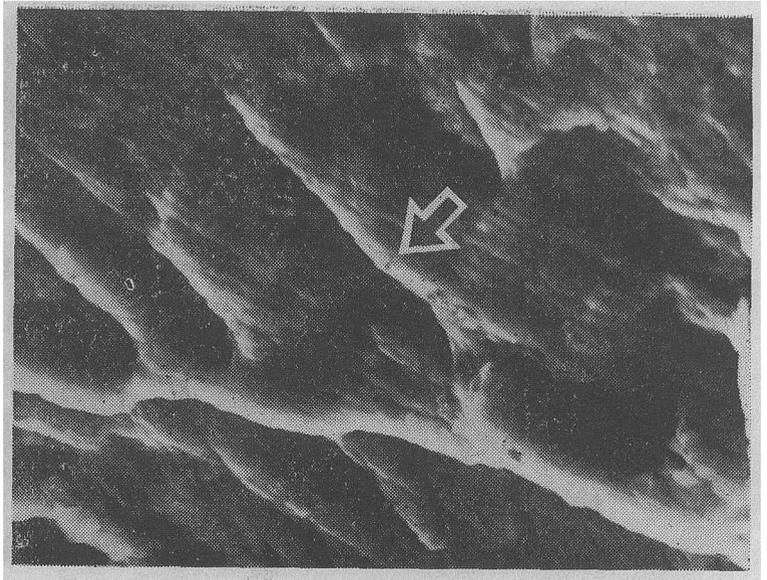


图 12 GH132 合金试样断口上的滑移线及切割 $\eta$ 相的情况  
箭头指滑移切割 $\eta$ 相

循环软化被认为是许多重要工业沉淀硬化合金的特征,并在Incoloy901和Inconel718合金中得到了证实<sup>[10]</sup>,被认为是由于滑动的位错将沉淀相质点切割并随后溶解所致。Merruk指出,718合金具有最细的沉淀相( $\gamma''$ 盘形,厚 $50\sim 90\text{Å}$ ,直径 $200\sim 300\text{Å}$ ),在第一个循环中开始塑性变形时就被切变,软化早且速率大。Incoloy901则次之,开始循环时位错在沉淀相间弯曲,在其滑移面上开始产生位错环,出现局部硬化,并导致较大的硬化,但最后出现 $\gamma'$ 沉淀相的切变,随之发生疲劳软化。GH132合金具有比Incoloy901合金细一些的 $\gamma'$ 球形沉淀相( $200\sim 300\text{Å}$ ),在我们的试样中观察到其晶界上有明显的滑移线而未出现滑移线弯曲,可以认为 $\gamma'$ 被切变。此外,在晶界上区明显地看到 $\eta$ 相也被切变,如图12所示。

## 3. 关于这两种合金高温低循环疲劳性能的评定

实验结果指出, GH132合金 $600^\circ\text{C}$ 、 $\Delta\varepsilon_T = 1.1\%$ 时其 $N_f$ 与GH36接近,  $\Delta\varepsilon_T > 1.1\%$ 时低于GH36,  $\Delta\varepsilon_T < 1.1\%$ 时则高于GH36的数据。这里暂且不考虑时间的依赖关系,因为总的断裂时间都不太长,这样就可结合方程(3)来分析。根据此方程决定材料低循环疲劳寿命的主要有两个因素:

1) 弹性项,即材料的拉伸强度 $\sigma_b$ 或屈服强度 $\sigma_{0.2}$ ;

2) 塑性项,即高温塑性或断面收缩率 $\Psi\%$ 。表5列出了这两种合金 $600^\circ\text{C}$ 时的这些性能。对于高应变范围( $\Delta\varepsilon_T > 1.1\%$ ),塑性项,即 $\Psi\%$ 对疲劳寿命起主导作用;而低应变范围( $\Delta\varepsilon_T < 1.1\%$ ),弹性项,即 $\sigma_b$ 或 $\sigma_{0.2}$ 起主导作用;中等应变范围时两者兼顾,出现等强点。

表 5  $600^\circ\text{C}$ 的某些机械性能

合 金	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\psi$ %	不同 $\Delta\varepsilon_T$ 下的稳态拉应力, 公斤/毫米 <sup>2</sup>			
				2.1%	1.6%	1.1%	0.6%
GH36	66.3	52.0*	39.8	56.6	56.6	52.0	45.2
GH132	84.2	62.7	32.1	75.5	73.2	62.9	51.0

《高温合金手册》上的数据。

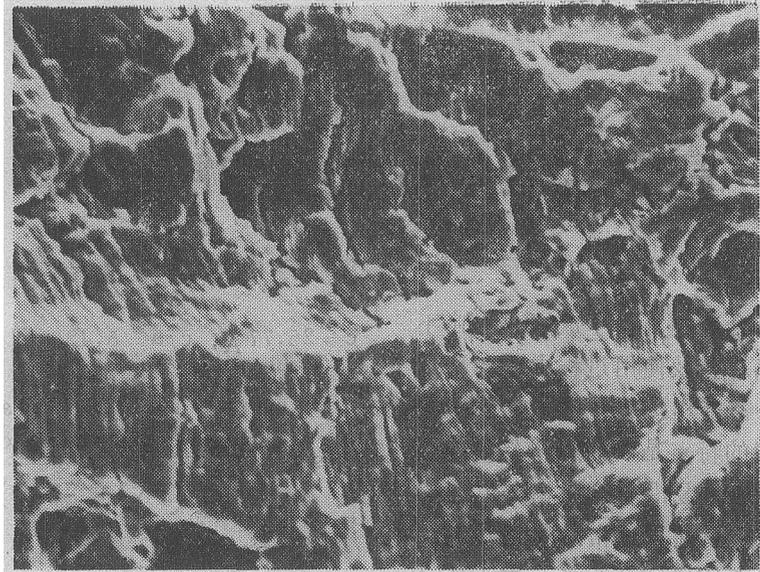


图 13 GH36合金涡轮盘槽底裂纹典型的低循环疲劳条带

×1000

从表 5 不难看出,  $\Delta\epsilon_T = 1.1\%$  恰好相当于这两种合金各自的屈服强度  $\sigma_{0.2}$ 。针对某发动机涡轮盘原来采用 GH36 合金, 其关键部位的应力水平在  $\sigma_{0.2}$  附近, 即 52 公斤/毫米<sup>2</sup> 左右, 而这一应力水平对于 GH132 合金恰好是  $\Delta\epsilon_T = 0.6\%$  时的稳定拉应力。另外, GH132 合金的线膨胀系数比 GH36 合金小, 相应的热应力也较小, 或者说, 在相同的工作条件下, GH132 合金制作该涡轮盘所产生的应变范围比 GH36 合金的涡轮盘要小。根据以上分析, 如果盘子的设计尺寸不变, 用 GH132 代替 GH36, 那么, 可以预计盘子的寿命会有较大的提高。GH132 合金盘的实际使用已经证明了这一点。

#### 4. 扫描电镜观察分析

运用扫描电子显微镜观察了 GH36 合金涡轮盘槽底裂纹证实, 其性质属低循环疲劳裂纹, 如图 13 所示。裂纹沿晶界起始, 穿晶疲劳条带扩展, 最后出现韧窝至断裂。实测扩展区的条带的宽度均在  $1\mu$  左右。这一结果与本研究中观察到的 GH36 合金的低循环疲劳断裂特征比较一致。它表明用低循环疲劳性能来评定涡轮盘材料, 作为判别槽底部位材料使用性能的优劣程度及使用寿命的长短是一个重要依据。

## 四、小 结

1. 在 600 和 650°C、 $\Delta\epsilon_T = 1.1\%$  时, GH36、GH132 合金的低循环疲劳寿命  $N_f$  接近;  $\Delta\epsilon_T > 1.1\%$ , GH36 优于 GH132,  $\Delta\epsilon_T < 1.1\%$ , GH132 优于 GH36, 尤其是 600°C、 $\Delta\epsilon_T = 0.6\%$  时, GH132 合金的低循环疲劳寿命约高出三倍。

2. 循环应力-应变行为研究表明, GH36 合金呈现出明显的循环硬化, 而 GH132 则不明显, 一般出现循环软化。经预先腐蚀处理的试样在 600°C、 $\Delta\epsilon_T = 1.1\%$  条件下试验时, 其循环硬化现象消失, 断口上出现表面沿晶界开裂, 疲劳寿命有明显降低。

3. 断口的扫描电镜观察结果表明, GH36 合金 600°C、 $\Delta\epsilon_T 0.6 \sim 1.6\%$  范围内, 断口上有明显的疲劳条带, 其疲劳断裂三阶段为表面滑移穿晶起始开裂, 接着呈穿晶条带扩展, 最后瞬时呈韧窝断裂。

4. 在所试温度下, 这两种合金的低循环疲劳符合 Manson-Coffin 定律, 其寿命可用修正的 Manson 方程加以预测。

5. 根据实验结果和分析说明, 若该涡轮盘的设计尺寸不变, 用 GH132 合金代替 GH36 合金, 预计盘子的使用寿命会有较大的提高。

(下转第 50 页)

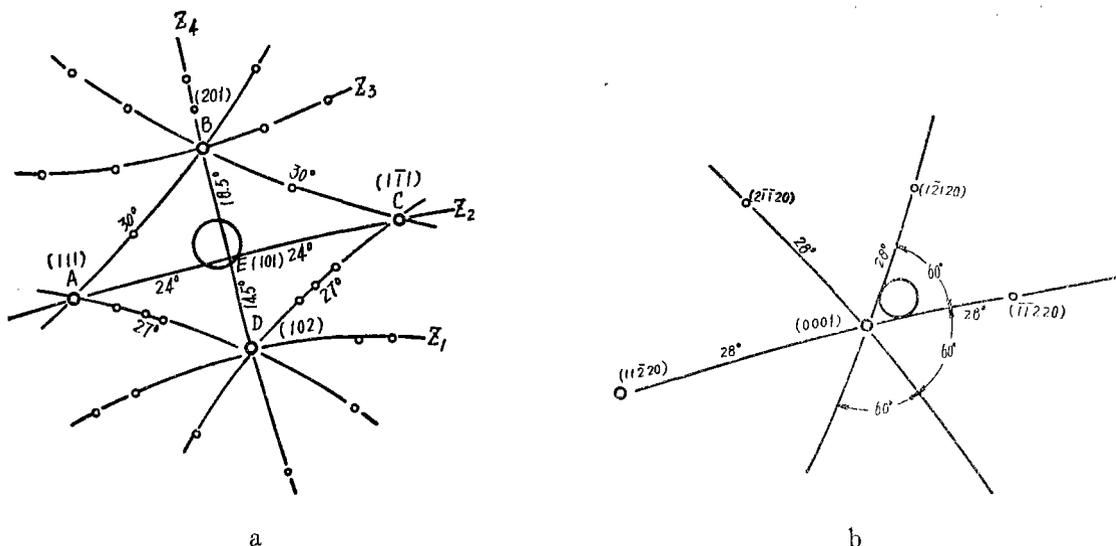


图 3 背反射劳埃照相示意图  
a— $\sigma$ 相； b— $\mu$ 相。

### 参 考 资 料

[1] M.J. Donachie, Jr., and O.H. Krieger, *Journal of Materials*, Vol.7, No.3, 1972, 269-278.  
[2] A. K. Sinha, *Topologically Close-packed Structures of*

*Transition Metal Alloys*, Pergamon Press, 1972.

[3] 冶军, 美国镍基高温合金, 科学出版社, 1978, 15.  
[4] 郭可信, 金属学报, 14卷1期, 1978, 73-95.

(上接第47页)

### 参 考 文 献

[1] AGARD-R-604 1971.  
[2] G.M. McRAE, Turbine jet engine disk life limits, P. & W. Aircraft.  
[3] L.F. Coffin Jr, Fatigue at high temperature, ASTM STP520, 1973, P5-34.  
[4] 燃气涡轮发动机的循环寿命预测. 推进系统结构完整性和发动机完整性译文集, 1976.12, 国外航空编辑部.  
[5] T. V. Duggan, Predicting crack formation life, 1977 September, T.R.No.F312.  
[6] 高温合金手册, 冶金工业出版社,

1972.  
[7] 低循环疲劳机改装总结, 六二一所 YG6-9-2, 1976.9.  
[8] C. F. Harrison, M.G. Cockcroft, 循环参数对高温低循环疲劳的影响, AGARD-CP-155, 1975.  
[9] Manual on low cycle fatigue testing, ASTM STP465, 1969.  
[10] H.F. Merrick, *Met. Trans.* 1977.4, P891-897.  
[11] S.S. Manson, *Metal fatigue-damage-Mechanism, Detection, Avoidance and Repair* 1971,