

# GC-11钢裂纹扩展速率( $da/dN$ )试验

GC-11 钢 会 战 组

## 一、室温拉伸疲劳裂纹扩展速率( $da/dN$ )试验

### 试验状况与条件

#### 1. 原材料与工艺状态

表 1 GC-11原材料化学成分与规格的检验结果

生产厂	生 产 炉 号	板 材 厚 度	化 学 成 分								
			C	Mn	Cr	Mo	B	Si	S	P	Ni
钢 抚	2—30331	1.5毫米	0.19	1.68	1.20	0.5	0.0011	0.26	0.0005	0.015	0.2

表 2 30CrMnSiA热处理状态及室温静力试验结果

热 处 理 状 态	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_{b平}$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5平$ %	$\delta_5平$ %	$a_k$ 公斤米/厘米 <sup>2</sup>	$a_{k平}$ 公斤米/厘米 <sup>2</sup>
890°C空冷 390°C等温	119.2	127.3	21.4	19.2	6.46	6.57
	132.5		18.2		6.51	
	130.3		18.0		6.74	
890°C油淬 510°C回火	117.2	119.5	13.7	13.85	4.69	4.64
	120.4		13.8		4.65	
	121.0		14.0		4.57	

表 3 GC-11 热处理状态及室温静力试验结果

热 处 理 状 态	$\sigma_b$ 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\sigma_b$ 平 公斤/毫米 <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	$\delta_5$ 平 %	$a_k$ 公斤米/厘米 <sup>2</sup>	$a_k$ 平 公斤米/厘米 <sup>2</sup>
920 °C空冷 (HRC38)	120.95 120.0	120.8	10.96 10.96	11.04	5.34 5.04	5.40
320 °C回火	121.4		11.20		5.83	
920 °C空冷 (HRC38)	113.8 113.3		113.53		13.2 12.4	
450 °C回火	113.5	12.4		6.17		
920 °C模冷	138.6 147.0	143.8		10.0 10.2	9.6	4.68 4.56
250 °C回火	145.8		8.5	4.52		
920 °C模冷	136.8 137.9		136.6	9.6 9.0		9.3
320 °C回火	135.1	9.2		4.20		
920 °C模冷	125.2 124.2	124.13		12.4 11.4	12.13	
450 °C回火	123.0		12.6	5.08		
920 °C模冷	116.8 118.2		117.3	13.4 12.6		13.2
500 °C回火	117.0	13.6		4.77		

## 2. 试验条件

### 1) 试样制备

采用的中心缺口板材拉伸试样的尺寸见图1。

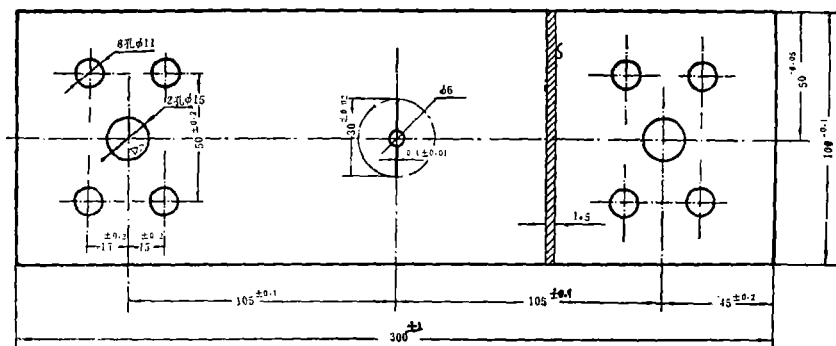


图 1 图中心穿透裂纹试样

试样预制裂纹  $2a_0 = 50 \pm 0.02$  毫米是用 0.12 毫米的钼丝按  $\phi 6$  中心孔两侧进行线切割。应力集中系数  $K_t$  约为 32。为了观察测量裂纹，在试样预制裂纹的两端表面用标高划线尺划出间距，间隔线为 0.5、1、2 毫米各若干等分。

加工试样时要保证  $\phi 15$  与  $\phi 6$  的同心度小于 0.1 毫米。在加工试样时，可将多片试样组合一起加工，但表面不允许有划伤。

2) 试验装置

疲劳裂纹扩展试验是在主 6T 液压伺服脉冲疲劳试验机上进行的，用应力传感器测力，用数字电压表显示力值，动载荷精度小于  $\pm 2\%$ 。

为了确保试样的同心度，试样与夹具、夹具与机器的连接，均采用销孔定中心的方法（见图2）。

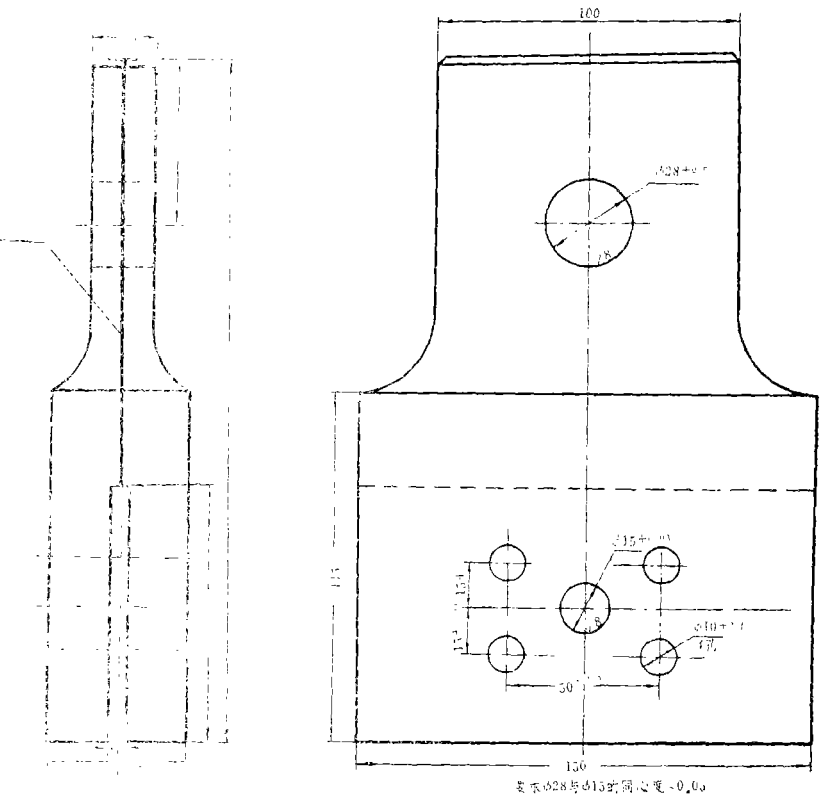


图 2 拉伸疲劳裂纹扩展夹具图

采用 JXD-2 型放大 30 倍的读数显微镜观测疲劳裂纹。

3) 参数选择

试样受力状态选择正弦波形的拉伸脉冲疲劳（见图3）。

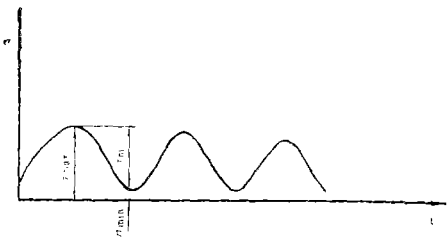


图 3 拉伸疲劳波形图

载荷比选择：

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = 0.1$$

试验频率选择 500 次/分。

最大应力  $\sigma_{max}$  选择 9.375 公斤/毫米<sup>2</sup>，对 1.8 毫米厚的板材试样计算出拉伸脉冲负荷是 150~1500 公斤。最大应力约为屈服应力的 10%。所有试验为了进行比较，均采用相同应力下作拉伸疲劳裂纹扩展试验。

试验温度为室温，约在 26~32 C 之间变化；相对湿度大于 60%。

## 试验结果与数据处理

### 1. 试验结果

在上述试验室的条件下, 对 18 Mn2MoBA (GC-11) 和 30CrMnSiA 两种钢材的几种热处理制度和两种试样表面的 44 根试样, 测量了拉伸疲劳裂纹扩展的  $a$ 、 $N$  值。 $a$ —裂纹半长度 (见图 4);  $N$ —载荷循环次数。

选择接近平均值的六根试样的测试数据画成图 5

从  $a$ — $N$  曲线 (图 5) 上可以看出

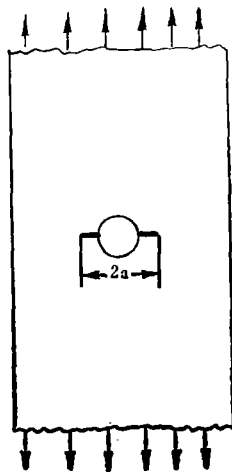


图 4 裂纹长度示意图

GC-11 钢的  $da/dN$  在空冷条件下比 30CrMnSiA 钢的裂纹扩展速度要缓慢, 在模冷条件下两者大体相同。

下边把 44 根拉伸疲劳裂纹扩展总断裂循环次数和平均值列于表 4, 为了便于比较还将  $\sigma_b$  和  $\sigma_k$  列在表中。

$N_{总}$ —从开始试验到试样断裂止实测的循环次数。

$N_{平}$ — $N_{总}$  的平均值。

### 2. 试验数据处理

在试验数据处理中采用了 Paris 经验关系公式进行折线拟合。

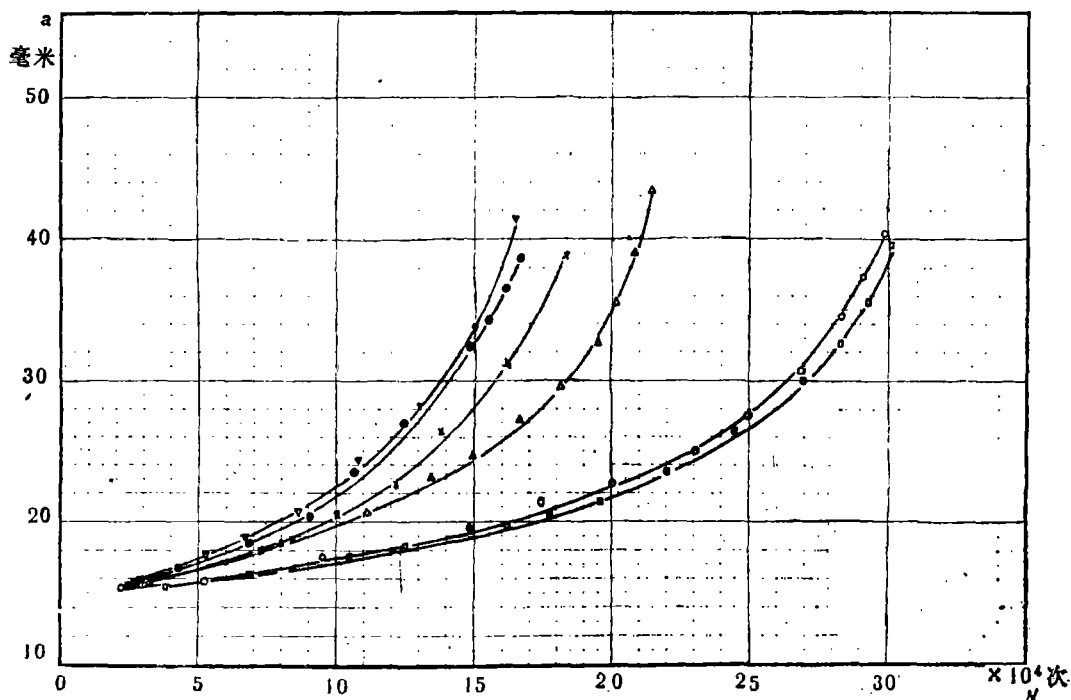


图 5 GC-11、30CrMnSiA 钢的拉伸疲劳曲线

○—GC-11	试样号	6	920°C 空冷 (HRC38) 320°C 回火
□—GC-11	试样号	25	920°C 空冷 (HRC38) 450°C 回火
△—30CrMnSiA	试样号	-4	890°C 加热 390°C 等温
×—30CrMnSiA	试样号	-20	890°C 油淬 510°C 回火
▽—GC-11	试样号	57	920°C 模冷 320°C 回火
●—GC-11	试样号	66	920°C 模冷 450°C 回火

表 4 拉伸疲劳裂纹扩展总断裂循环次数

材 料	热 处 理 状 态	试样表面不镀锌			试样表面镀锌			静 力 数 据				
		试样号	N点	N平	试样号	N点	N平	$\sigma_b$ 平	$\delta_5$ 平	$\alpha_k$ 平		
GC—11	920°C空冷 (HRC, 38) 320°C回火	4	323000	281166	9	328800	275167	120.8	11.04	5.40		
		5	207900		13	267900						
		6	301600		14	228800						
GC—11	920°C空冷 (HRC, 38) 450°C回火	18	347500	301200	26	237000	212430	113.5	12.66	5.60		
		19	352000		27	172000						
		24	194200		28	228300						
GC—11	920°C模冷 250°C回火	25	309900	151960	43	182200	172800	143.8	9.6	4.57		
		38	160100								46	163400
		39	176400									
GC—11	920°C模冷 320°C回火	40	119400	147100	58	167900	195600	136.6	9.3	4.40		
		52	199400								60	193300
		49	127500									
GC—11	920°C模冷 450°C回火	57	166700	167000	72	167000	162000	124.1	12.13	4.88		
		66	161800								80	157000
		67	193900									
GC—11	920°C模冷 500°C回火	68	135300	165150	95	152300	160450	117.3	13.2	5.21		
		83	162900								96	167700
		84	167400									
30CrMnSi A	890°C加热 390°C等温	— 5	162800	208030	— 8	202200	191750	127.3	19.2	6.57		
		— 4	215100									
		— 1	194700									
30CrMnSi A	890°C油淬 510°C回火	— 2	221700	185050	— 11	181300	177450	119.5	13.85	4.64		
		— 7	207700									
		— 17	180900									
		— 20	189200		— 27	161200						
					— 28	193700						

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \dots\dots\dots (1)$$

$da/dN$ ——疲劳裂纹的扩展速率(毫米/次)

$a$ ——裂纹半长度(毫米)

$N$ ——载荷循环数(次)

$C, n$ ——裂纹扩展速率的材料常数

$\Delta K$ ——应力强度因子的范围(公斤/毫米<sup>3/2</sup>)

$$\Delta K = K_{max} - K_{min}$$

$K_{max}$ 与 $K_{min}$ 表示疲劳循环载荷 $P_{max}$ 与 $P_{min}$ 对应的应力强度因子值。 $K$ 的表达式是:

$$K = \frac{P\sqrt{\pi a}}{B \cdot W} \cdot F \dots\dots\dots (2)$$

$P$ ——拉伸疲劳负荷(公斤)

$B$ ——板材试样厚度(毫米)

$W$ ——板材试样宽度(毫米)

$F$ 是对有限宽板的修正系数,  $F$ 与 $\frac{a}{W}$ 值有关, 选择修正公式: 如果 $a \leq \frac{W}{4}$ , 则

$$F = \sqrt{\sec\left(-\frac{\pi a}{W}\right)} \dots\dots\dots (3)$$

如果 $a > \frac{W}{4}$ , 则

$$F = \frac{\left[4 + 2\left(\frac{2a}{W}\right)^4\right]^{\frac{1}{2}}}{2 - \left(\frac{2a}{W}\right)^2 - \left(\frac{2a}{W}\right)^4} \dots\dots\dots (4)$$

1) 式中的 $C$ 和 $n$ 值是由实验确定,  $da/dN$ 值是由实验数据画出 $a-N$ 曲线上的斜率, 即对 $a-N$ 曲线各点求导数。大量的实验总结表明各种金属材料的 $da/dN-\Delta K$ 在双对数座标上的关系是由三条不同斜率的直线组成。由(1)式取对数得出公式和曲线(图6):

$$\log da/dN = \log C + n \log (\Delta K) \dots\dots (5)$$

在试验数据处理中, 用积分法估算出寿命 $N_f$ ,

$$\begin{aligned} N_f &= \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{da/dN} = \int_{a_i}^{a_f} \frac{dN}{da} da \\ &= \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{c(\Delta k)^n} \dots\dots\dots (6) \end{aligned}$$

$a_i$ ——试样经过 $N_i$ 次循环后裂纹的半长度

$a_f$ ——试样在循环载荷作用下 $N_f$ 次时的裂纹半长度。

剩余寿命估算见图7。

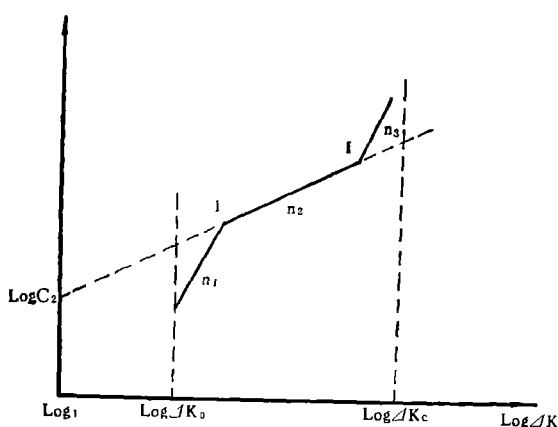


图6  $da/dN \sim \Delta K$  曲线示意图

$n_1, n_2, n_3$ 是各段直线的斜率

$\log C_2$ 是中间段直线的截距

I, II是直线的转折点或拐点

2) 式中积分上下限 $a_i$ 与 $a_f$ 应根据实际情况确定, 一般可用无损检验法确定零件的初始裂纹半长度 $a_i$ , 根据材料的 $K_{IC}$ (平面应力断裂韧性)所获得的临界裂纹尺寸 $a_c$ 来确定破断前的裂纹半长度 $a_f$ 。

对于GC-11规定试样的各种制度是按裂纹半长度( $a$ )从16毫米扩展到38毫米时估算寿命(等幅拉伸载荷循环次数)。

即:

$$N_f = \int_{16}^{38} \frac{dN}{da} da = \int_{16}^{38} \frac{da}{c(\Delta K)^n}$$

整个数据处理是根据《裂纹扩展速率实验数据处理与寿命估算》编写的程序, 在北京大学6912型电子计算机上进行计算的。

为了便于分析和比较, 我们把计算值的结果列于表5, 其中:

表 5 拉伸疲劳裂纹扩展速率数据处理结果

表面	材 料	热 处 理	$\Delta K_I$	$(da/dN) I \times 10^{-6}$	$\Delta K_2$	$(da/dN) II \times 10^{-6}$	EPS	$C_1$	$C_2$	$C_3$	$n_1$	$n_2$	$n_3$	$N_f$
试样表面不镀锌	GC—11	820°C空冷(HRC <sub>38</sub> ) 320°C回火	80.92	61.3771			38.2	$0.832 \times 10^{-11}$	$0.131 \times 10^{-8}$		3.65	2.49		235759
	GC—11	920°C空冷(HRC <sub>38</sub> ) 450°C回火	69.70	51.2905			20.5	$0.544 \times 10^{-10}$	$0.211 \times 10^{-8}$		6.49	2.38		236421
	GC—11	920°C空冷 250°C回火	66.08	86.6342	262.3	1848.69	9.74	$0.157 \times 10^{-10}$	$0.331 \times 10^{-7}$	$0.245 \times 10^{-12}$	3.71	1.89	4.01	124307
	GC—11	920°C空冷 320°C回火	76.13	121.412			4.4	$0.919 \times 10^{-14}$	$0.300 \times 10^{-7}$		5.39	1.93		134315
	GC—11	920°C空冷 450°C回火	75.17	170.536			4.69	$0.481 \times 10^{-15}$	$0.127 \times 10^{-6}$		6.10	1.61		132495
	GC—11	920°C空冷 500°C回火	66.85	107.610	172.5	336.759	0.88	$0.238 \times 10^{-30}$	$0.153 \times 10^{-5}$	$0.147 \times 10^{-7}$	14.61	1.54	2.00	131577
	30CrMnSiA	830°C加热 390°C等温	70.35	107.061			13.35	$0.197 \times 10^{-12}$	$0.326 \times 10^{-7}$		4.68	1.85		155960
	30CrMnSiA	850°C油淬 510°C回火	75.72	91.6287			2.33	$0.311 \times 10^{-21}$	$0.124 \times 10^{-6}$		9.51	1.57		145338
	GC—11	920°C空冷(HRC <sub>38</sub> ) 320°C回火	97.75	112.530			21.76	$0.802 \times 10^{-10}$	$0.831 \times 10^{-8}$		3.12	2.10		233037
	GC—11	920°C空冷(HRC <sub>38</sub> ) 450°C回火	67.37	69.2330			6.63	$0.477 \times 10^{-27}$	$0.145 \times 10^{-7}$		12.7	2.00		174896
试样表面镀锌	GC—11	920°C空冷 250°C回火	72.21	108.458			0.75	$0.182 \times 10^{-12}$	$0.307 \times 10^{-7}$		4.70	1.89		141495
	GC—11	920°C空冷 320°C回火	76.27	105.244			2.87	$0.237 \times 10^{-13}$	$0.675 \times 10^{-7}$		5.14	1.71		157357
	GC—11	920°C空冷 450°C回火	71.15	114.572			0.93	$0.136 \times 10^{-12}$	$0.187 \times 10^{-6}$		4.82	1.50		132819
	GC—11	920°C空冷 500°C回火	66.08	88.9220	182.9	680.556	1.70	$0.217 \times 10^{-23}$	$0.804 \times 10^{-7}$	$0.550 \times 10^{-12}$	10.81	1.69	3.97	127806
	30CrMnSiA	880°C加热 390°C等温	71.41	105.043			1.36	$0.123 \times 10^{-12}$	$0.611 \times 10^{-7}$		4.38	1.71		155514
	30CrMnSiA	890°C油淬 510°C回火	66.21	92.8504			4.59	$0.767 \times 10^{-19}$	$0.386 \times 10^{-7}$		8.26	1.84		137675





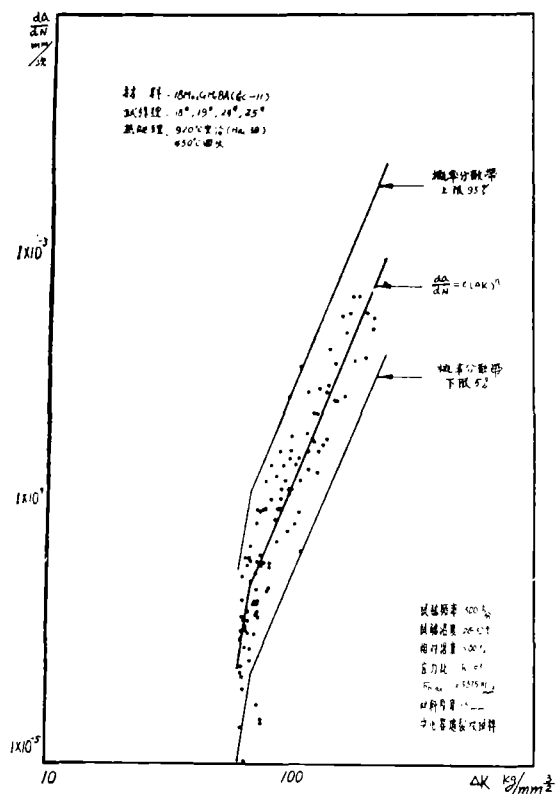


图 9 GC-11 钢 920°C 空冷的 (HRC38)  
450°C 回火 da/dN 对 ΔK 曲线图

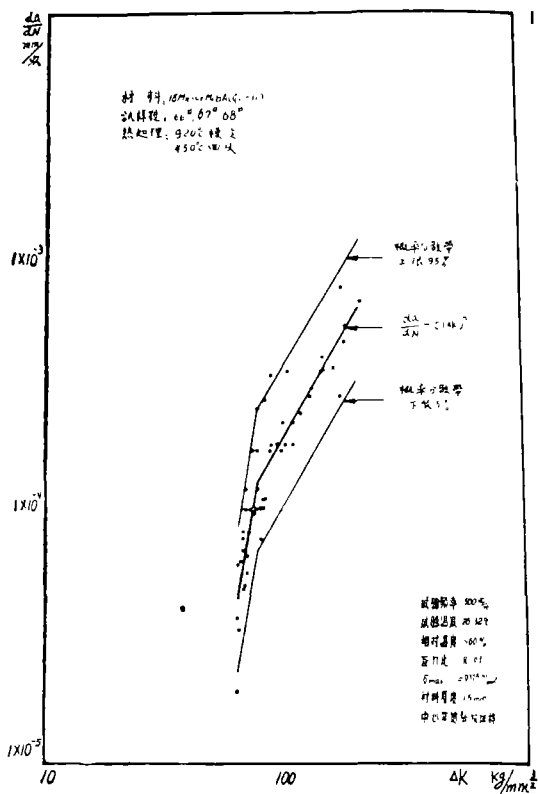


图 11 GC-11 钢 920°C 模冷, 450°C 回火的  
da/dN 对 ΔK 曲线图

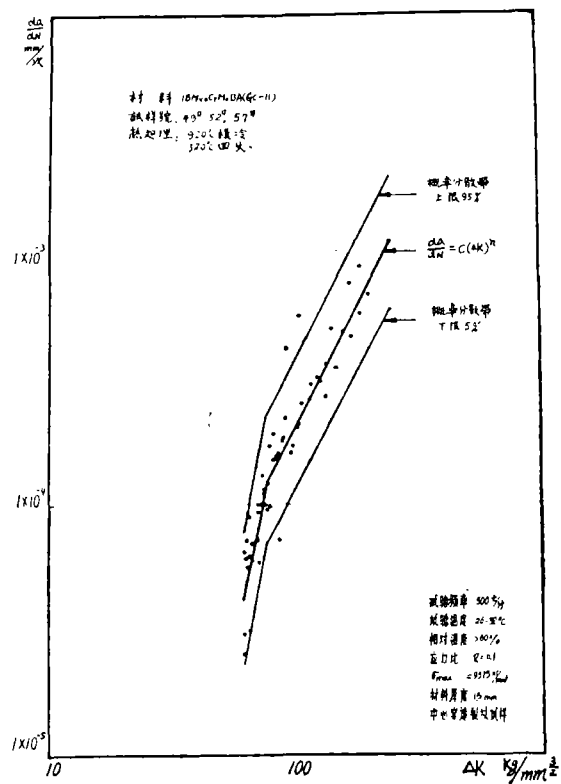


图 10 GC-11 钢 920°C 模冷, 320°C 回火的  
da/dN 对 ΔK 曲线图

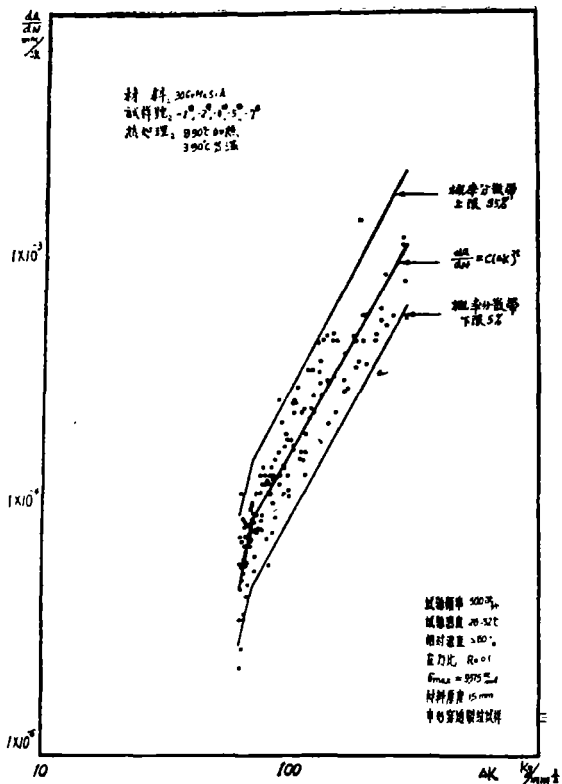


图 12 30CrMnSiA 钢 890°C 加热, 390°C 等温的  $da/dN$  对  $\Delta K$  曲线图

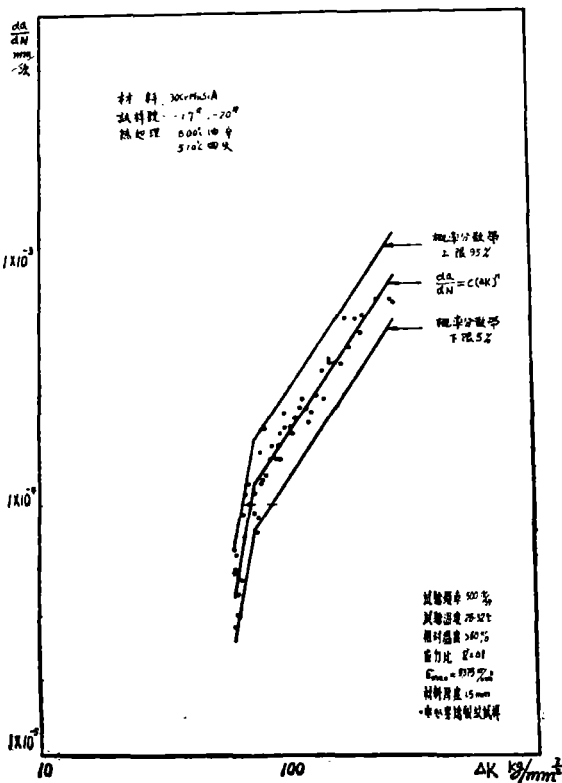


图 13 30CrMnSiA 钢 890°C 油淬, 510°C 回火的  $da/dN$  对  $\Delta K$  曲线图

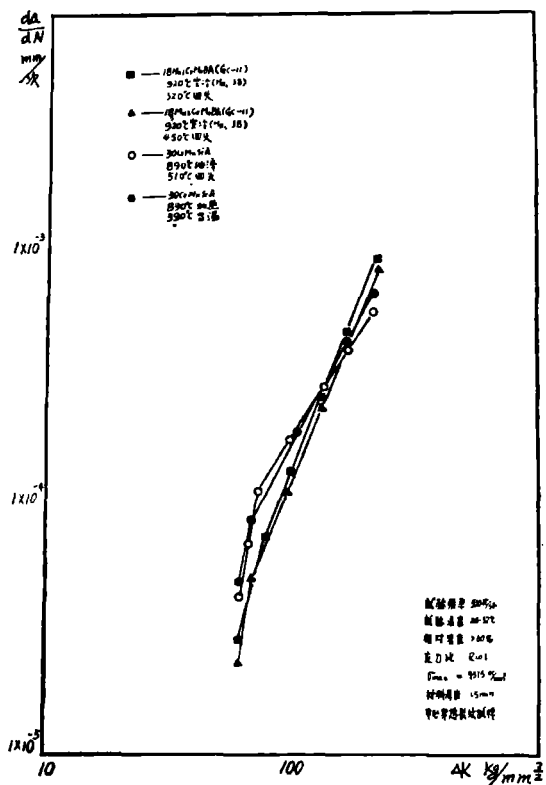


图 14 GC-11 钢的两种空冷回火制度与 30CrMnSiA 钢的两种处理制度的  $da/dN$  对  $\Delta K$  曲线图

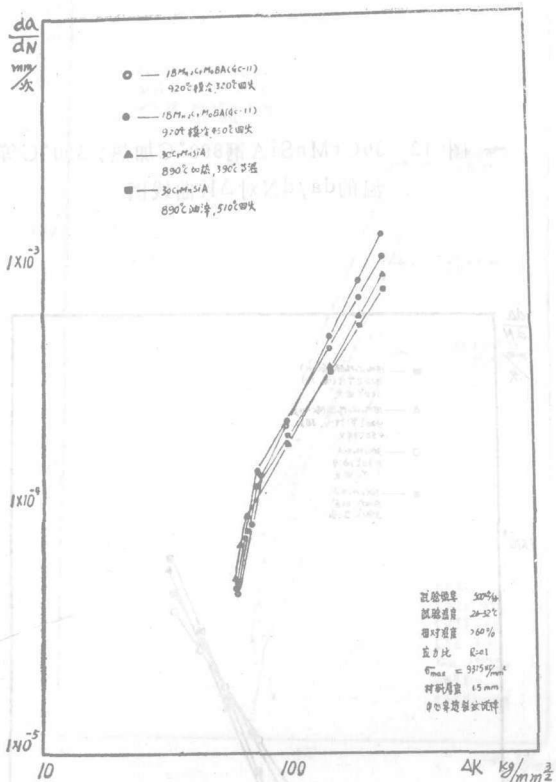


图 15 GC—11 钢两种模冷回火制度与 30CrMnSiA 钢两种处理制度的  $da/dN$  对  $\Delta K$  曲线图

### 3. 试样断口分析

用电子显微镜检查 GC—11 钢的拐点时，发现在疲劳裂纹扩展的初始阶段存在着沿晶断裂和穿晶断裂，其后纯属疲劳的穿晶断裂。

选择了 GC—11 钢  $da/dN$  的一个宏观断口图片（图 16）。

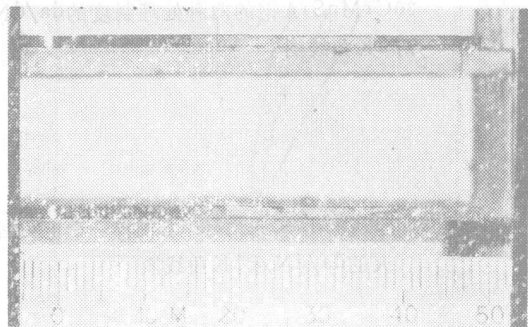


图 16 GC—11 钢拉伸疲劳裂纹扩展速率的宏观断口图

从  $da/dN \sim \Delta K$  的曲线和宏观断口都可看出， $\Delta K$  是控制疲劳裂纹扩展速率的主要参数。下边将照片上的宏观断口与  $da/dN \sim \Delta K$  曲线对应看出： $\Delta K$  达到材料的界限值  $\Delta K_{th}$  时， $da/dN$  急剧上升， $\Delta K$  增加后出现一直线的斜率转折点，过此点后直线斜率变小，由平断口转为切变斜断口，过渡区与第一个拐点  $\Delta K_1$  基本相对应， $\Delta K_1$  增加到  $\Delta K_2$  值时，出现转折点 II，当  $\Delta K > \Delta K_2$  时，直线斜率又显著变大，断口为全切变断口，转折点 II 与  $\Delta K_2$  相对应，这是  $da/dN$  加速转折点。当  $\Delta K_2$  趋近  $K_c$  值时则快速断裂（见图 17）。

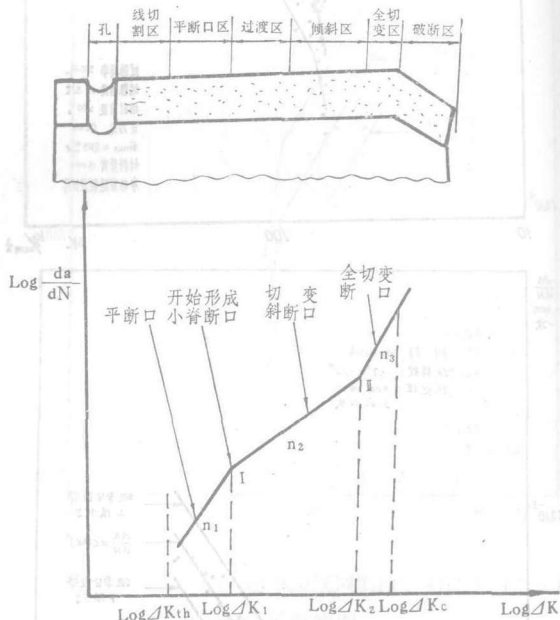


图 17 GC—11 的  $da/dN \sim \Delta K$  曲线与宏观断口对应的示意图

### 数据分析与讨论

在分析拉伸疲劳裂纹扩展速率的数据时，影响  $da/dN$  的因素是很多的，例如含有裂纹的零件形状和应力、应变过程，裂纹尺寸和形状，平均应力与加载方式，加载速度与循环频率，介质条件（环境、气氛），温度，材料的组织结构，试验条件等。所谓数据分析只是以前面

说明的试验条件为依据。在数据分析中讨论三个问题：第一，G-11 钢在承受拉伸恒载振幅条件时 $da/dN$ 与30CrMnSiA钢相比究竟如何；第二，GC-11钢在几种主要热处理状态下的 $da/dN$ 水平怎样；第三，GC-11钢试样表面经过三次镀锌、一次除氢对 $da/dN$ 有无影响。

### 1. 两种材料的比较

从表5中的 $N_r$ 栏可以看出，GC-11钢在920℃空冷（HRC38）、320℃回火与450℃回火下的两种处理制度与30CrMnSiA钢的两种处理制度的 $N_r$ 相比，前者高得多；试样表面镀锌的也一样，在920℃空冷（HRC38）、320℃回火的比30CrMnSiA钢也高得多，经450℃回火处理时，虽然 $N_r$ 有所下降，但还是比30CrMnSiA钢高些。

从图16看出，GC-11钢的 $da/dN$ 比30CrMnSiA钢的扩展要缓慢。这说明GC-11抗裂纹扩展速率的性能要比30CrMnSiA好。

从表5看出，GC-11在920℃模冷、320℃回火与450℃回火两种制度与30CrMnSiA的两种制度相比， $N_r$ （包括镀锌与不镀锌）均在13万到15万次之间变化，这些数据大体相同。

从图17看出，GC-11钢两种模冷的回火制度与30CrMnSiA钢比， $da/dN$ 都在一个分散带之内变化。

### 2. 几种热处理制度的比较

从表5看出，GC-11钢两种空冷的回火制度比四种模冷的回火制度要好， $N_r$ 高出比较多，从图6中的 $a-N$ 曲线比较看，在回火温度相同的条件下，空冷的裂纹扩展速度比模冷的发展缓慢。从表5还可看出模冷的250℃回火的 $N_r$ 最低。

### 3. 镀锌与不镀锌的比较

关于试样表面镀锌与不镀锌的结果详见表4与表5。从表5可以看出，GC-11钢经920℃空冷（HRC38）450℃回火处理的，试样表面镀锌以后 $N_r$ 从23万次下降到17万次，这说明在这种状态下镀锌对 $da/dN$ 是有反映的。从金相相

织上也看出450℃回火时，GC-11钢的（M+A）颗粒相开始分解和转变，因此对镀锌氢脆反映敏感，所以抗裂纹扩展性能降低。

## 二、金相组织分析

### 1. GC-11钢的组织分析

对不同热处理的冷速下的GC-11板材进行金相组织分析。模冷（HRC44）的组织如图18所示。

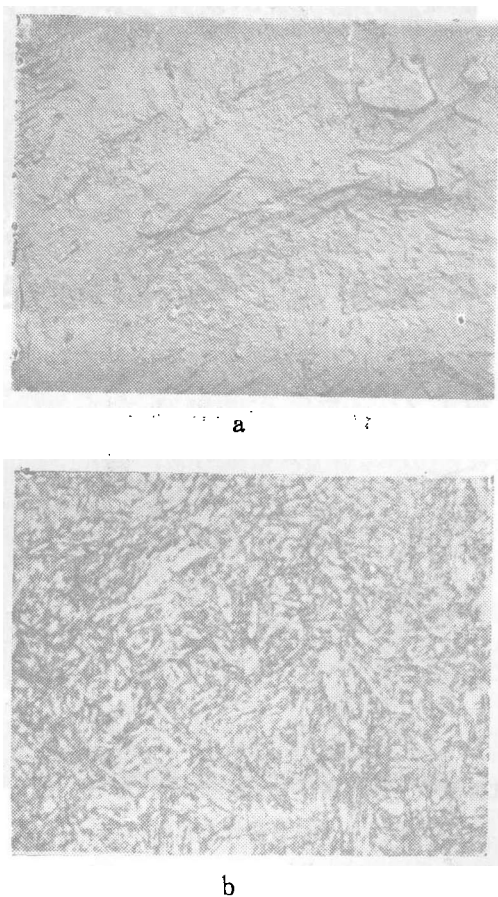


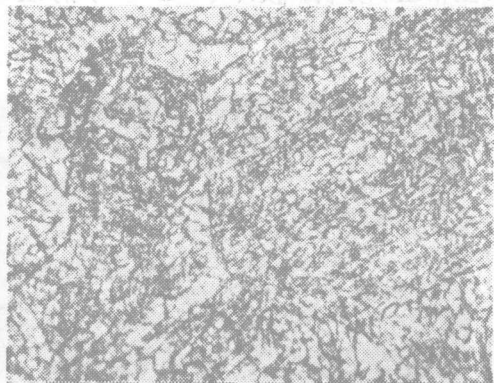
图18 模冷（HRC44）的金相显微组织

a) 920℃模冷未回火的光学金相组织×1200

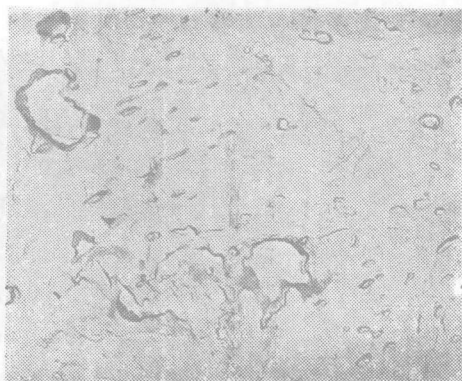
b) 920℃模冷320℃回火的电子金相组织×10000

图18示出：马氏体和少量贝氏体基底上分布约5%的颗粒相。此颗粒相是碳量极其不均匀的高碳的马氏体和奥氏体混合相，并以奥氏体为主，简称(M+A)，其分解和转变开始温度约400℃，结尾温度约650℃模冷(M+A)的尺寸约近于1μ。

慢空冷(HRC38)的金相组织如图19所示。



a



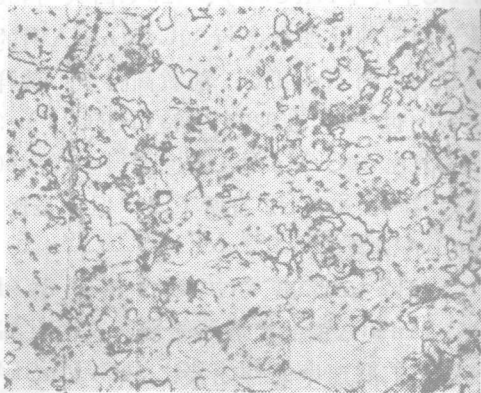
b

图 19 慢空冷(HRC38)的金相显微组织

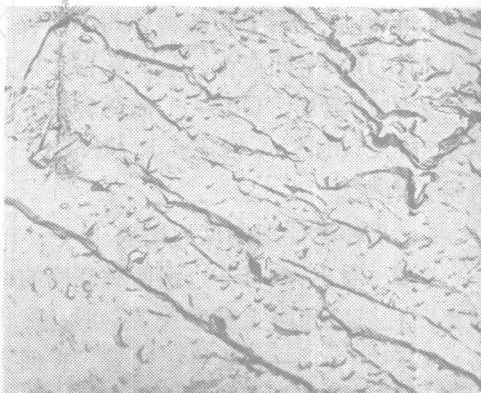
a) 920℃空冷(HRC38)未回火的光学金相组织×1200

b) 920℃空冷(HRC38)320℃回火的电子金相组织×10000

图19示出：贝氏体和少量马氏体的基底上分布着约15%的(M+A)，其尺寸约为1.5~2μ。由此表明冷速减缓，基底组织中的贝氏体数量增多，(M+A)数量增多和尺寸变大。冷速极慢(炉冷)时，基体组织为粗大和稀少的碳化物分布在宽的贝氏体板条上，如图20所示，(M+A)数量并不甚多(约18%)，尺寸也不很大(约2.5μ)。



a



b

图 20 920℃炉冷(HRC33)的金相显微组织

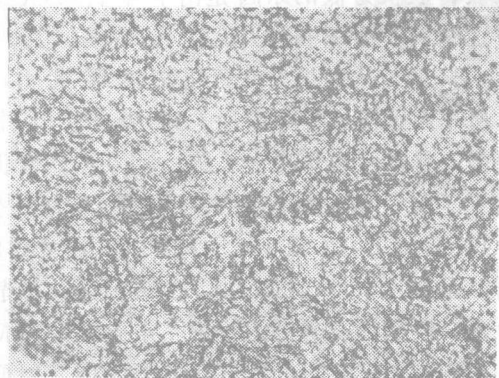
a) 光学金相组织×1000

b) 电子金相组织×5000

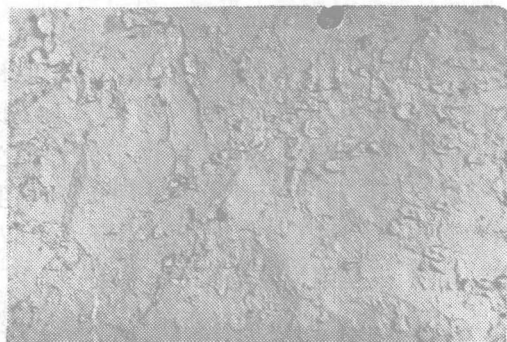
## 2. 30CrMnSiA钢的组织分析

对30CrMnSiA钢进行金相组织分析。

890℃油淬，510℃回火的金相组织如图21所示。



a



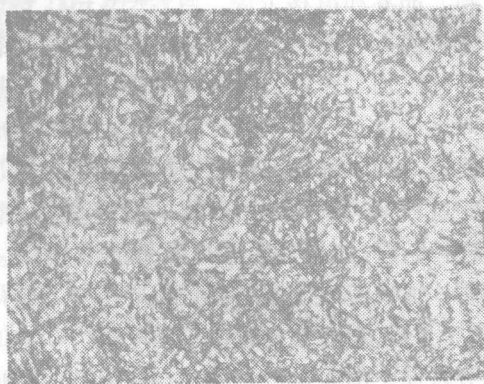
b

图 21 30CrMnSiA钢890℃油淬 510℃回火的金相显微组织

a) 光学金相组织×1200

b) 电子金相组织×10000

图21示出：马氏体基本分解完毕，为回火索氏体组织。890℃加热，390℃等温的金相组织如图22所示。



a



b

图 22 30CrMnSiA钢890℃加热390℃等温15分钟的金相显微组织

a) 光学金相组织×1200

b) 电子金相组织×10000

图22示出：贝氏体基底上分布着约20%的(M+A)，其尺寸约2~3μ。

### 三、结果讨论

众所周知,形成疲劳裂纹(核)源的因素很多,例如机械加工表面的刀痕和划伤,焊接、锻造、铸造和热处理时形成的裂纹,非金属夹杂物,晶界和滑移带等。假若GC-11钢的试样机械加工表面质量保证良好,排除造成裂纹的各种热加工因素,同时钢的熔炼炉次和热处理时奥氏体化温度以及冷速已定,那么形成疲劳裂纹(核)源的因素之一滑移带就突出了。疲劳过程又可认为是:滑移—裂口产生—裂口联合—断裂。如果是这样的话,屈服强度( $\sigma_{0.2}$ )高时,则疲劳裂纹成核和扩展皆困难;强度极限( $\sigma_b$ ) (更确切的说是破断应力)高时,疲劳过程中的裂口产生和联合皆困难,则疲劳裂纹扩展缓慢。因此, $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 皆为决定疲劳裂纹扩展速率( $da/dN$ )的重要因素。试验结果表明,在第一类回火脆性区(300~450℃)回火, $\sigma_{0.2}$ 可达到最高值, $\sigma_b$ 略有下降,但不大,因此,疲劳裂纹扩展速率( $da/dN$ )发展较慢,疲劳断裂循环次数 $N_f$ 较长,即疲劳裂纹扩展的抗力较高。若( $\sigma_b$ )和( $\sigma_{0.2}$ )高时,则零件设计尺寸可以减小, $da/dN$ 发展慢和 $N_f$ 长时,则零件不易破坏,这是有使用意义的,GC-11钢制成航空零件在第一类回火脆性区(320~350℃)回火,在强击机上已使用500小时,经检查并无故障发生。

当回火温度上升到500℃时,虽然 $\sigma_{0.2}$ 并无明显降低,但 $\sigma_b$ 降低很多,所以 $da/dN$ 发展加快和 $N_f$ 有所减短,即疲劳裂纹扩展抗力降低;回火温度愈高,则疲劳裂纹扩展抗力愈低。

$da/dN$ 和 $N_f$ 仅仅与 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 有关,那就不能解释慢空冷(HRC38)的 $\sigma_b$ 、 $\sigma_{0.2}$ 比较低些而 $da/dN$ 增长缓慢即疲劳裂纹抗力高的现象。慢空冷的基底组织以贝氏体为主,所以 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 低,从而降低疲劳裂纹扩展的抗力;

但另一方面由于冷速的减缓,而高硬度(M+A)相增多(约15%),且增大(约2 $\mu$ ),裂纹通过(M+A)相较困难,所以不但补偿了因 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 降低而损失疲劳裂纹抗力,甚至还可以提高。

空冷(HRC44)较模冷(HRC45)的疲劳裂纹扩展抗力低的原因是由于空冷(HRC44)冷速稍慢,组织中的贝氏体量增多,其 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 降低,从而损失疲劳裂纹扩展抗力;而(M+A)相虽有所增加(约1%),但并不很多,且尺寸也不很大(约1.3 $\mu$ ),后者仍补偿不了前者损失的疲劳裂纹扩展抗力。模冷(HRC45)的(M+A)相约5%,尺寸约1 $\mu$ ,所以虽然比空冷(HRC44)的疲劳裂纹扩散抗力高,但是没有明显的改善。由此看来,(M+A)相在10%以下,其尺寸近于1 $\mu$ 时,对疲劳裂纹扩展的抗力没有明显的改善。

从上述试验结果可以看出,GC-11钢在520℃空冷(HRC38)下的 $da/dN$ 明显的增长缓慢,是因为(M+A)相增多(约15%),且变大,提高了疲劳裂纹扩展抗力,不但补偿了由于 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 稍低所引起的 $da/dN$ 增长快的性能,而且提高了 $da/dN$ 增长缓慢的性能(金相组织见图19所示),模冷的四种制度与两种慢空冷(HRC38)相比,模冷的 $da/dN$ 增长稍快,这是因为模冷的(M+A)相在10%以下,尺寸约1 $\mu$ (见图18所示),对疲劳裂纹扩展的抗力没有明显改善的结果。这就进一步说明慢空冷(HRC38)的两种制度下 $da/dN$ 之所以增长缓慢不仅与 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 有关,而且与(M+A)的数量和尺寸有关。四种模冷制度的 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 虽然也不低,但是由于(M+A)相的数量和尺寸对 $da/dN$ 没有明显的改善,所以疲劳裂纹扩展抗力稍低于慢空冷(HRC38)的性能。

综合上述,GC-11钢的疲劳裂纹抗力决定于以下三个因素:1.强度极限( $\sigma_b$ );2.屈服强度( $\sigma_{0.2}$ );3.(M+A)相(下移第31页)



本研究结果主要是提高了现用方法的可靠性,从而能更充分地利用这种方法的优点和有效灵敏度,同时也大大减小了操作上的麻烦。

对Cr17Ni2压气机叶片,能可靠地检出进气边深度为0.5毫米以上的疲劳裂纹(从叶片边缘向叶片中心扩展)。试验室条件下约0.35毫米。

对平板试样,能可靠地检出深度为0.1毫米以上的纵长裂纹。

2.改进了的探伤装置将能扩大其应用范围。过去遇到的许多实际困难,诸如形变热处理状态、表面光洁度、表面硬化层均匀性(渗碳、渗氮)、电镀、油漆、残余应力、晶粒度、晶粒取向以及零件边缘、曲率、线圈和试样间的间隙效应等干扰,均显著减弱。在同一应用条件下,改进前后所获得结果的区别是十分明显的,有希望检查形状复杂的零件。

3.关于涡流法在本部门的推广应用,建议把重点放在发动机和起落架的模拟试验和外场维修工作上,以便积累经验。

4.此项研究课题是为一种涡轮喷气发动机一级压气机叶片裂纹检查任务进行的,已达到预定要求。

## 参 考 资 料

[1]《航空部件断口分析实例》,国外航空材料编辑组 1975年9月

[2]《金属疲劳损伤》陆索译校,国防工业出版社 1976年8月

[3] J.P.Barranger "Flight monitor for Jet engine disk cracks and the use of critical length criterion of fracture mechanics NASA TN D-7483 Nov.1973.

[4]《断裂力学与无损探伤》,国外航空材料编辑组 1976年2月

[5]《无损检验国内调研技术总结》,内部资料,无损检验技术国内调研小组 1976年10月

(上接第52页)的数量及其尺寸大小。在满足 $\sigma_b$ 和 $\sigma_{0.2}$ 的前提下,GC-11钢给以适当的慢冷,可增加(M+A)相的数量和尺寸,从而使da/dN增长缓慢,即提高疲劳裂纹扩展抗力,这是GC-11钢的重要特性之一。

从30CrMnSiA钢和GC-11钢的比较,同样可以得出上述结果。GC-11钢采取920℃空冷(HRC38)、320℃回火及450℃回火两种制度,其 $\sigma_b$ 稍低于30CrMnSiA钢的350℃等温制度,而相当于510℃回火制度。从图19可看出,慢空冷(HRC38)使GC-11钢的基底组织中的贝氏体数量增多,(M+A)相数量增多尺寸变大,虽然 $\sigma_b$ 损失一些,但是由于(M+A)相有利于da/dN,显著地提高了疲劳裂纹扩展抗力,所以,GC-11钢的疲劳

裂纹扩展抗力优于30CrMnSiA钢的性能。

GC-11钢在慢空冷(HRC38)320℃回火,试样表面未镀锌的N平很高,镀锌之后N平下降不明显,这是由于低温回火基底组织和(M+A)相均无明显变化之故,对镀锌氢脆没有什么反映。在450℃回火时,试样表面未镀锌的N平也很高,而在镀锌之后N平下降较大。这是因为慢空冷(HRC38),在450℃回火下,贝氏体基底发生分解,(M+A)相开始分解和转变, $\sigma_b$ 没有明显降低,而 $\sigma_{0.2}$ 却有所升高,从而使da/dN增长慢,N平提高;对镀锌试样来说,(M+A)相有一部分可转变为高碳马氏体,从而增加了吸氢能力,所以,镀锌后的N平下降较为显著。