

LD10cs 铝合金焊接接头疲劳 裂纹扩展速率的研究

张华 王宏祥 牛慧芳 曾志成

摘要 本文研究用表面裂纹法测试 LD10cs 铝合金板材焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率。结果表明,焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率随焊接热循环引起的金属组织变化而变化,有一定规律性。熔合线和焊趾处疲劳裂纹扩展速率较其他部位大。焊缝加强高的存在,引起焊趾处应力集中,使该处疲劳性能进一步恶化,成为焊接接头疲劳性能最差的部位。

结合金相组织和扫描电镜分析,对影响焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率的各种因素作了较详细的探讨,并提出了改进焊缝质量的建议。

一、前 言

LD10cs 铝合金属于可热处理强化铝合金,其比强度较高,但可焊性较差,韧性较低。这种材料制作的压力容器的焊接接头,常因发生局部退火、过时效而软化,性能达不到设计要求。板材经焊接后常出现类裂纹缺陷,在应力腐蚀作用下,会产生“存放裂纹”;对压力容器进行充压试验及不同程度疲劳振动,会引起疲劳裂纹扩展,发生突然破坏事故。生产中焊接裂纹类缺陷一般难以避免,因此用断裂力学方法研究压力容器焊接接头疲劳裂纹扩展和断裂性能,寻求改善焊接质量、提高焊接头性能的途径,为改进结构与焊接工艺提供可靠依据,是有重要意义的。在这方面,文献[1]、[2]、[7]的报导为研究焊接裂纹的发生、发展和焊接接头各部位裂纹扩展问题提供了基础。

本试验用 6.5mm 厚的 LD10cs 铝合金板材,经两面三层手工氩弧焊模拟容器焊接接头,采用表面裂纹法研究焊接接头各部位表面裂纹疲劳扩展规律;分析加强高(Reinforcement)对焊接接头疲劳性能的影响。以寻求改进焊缝质量、延长使用寿命的途径。

二、试 验

1. 材料 母材是 6.5mm 厚的 LD10cs 铝合板材,其成分见表 1 [1]。板材经 500 \pm 3 $^{\circ}$ C 淬火,160 \pm 3 $^{\circ}$ C 时效 12 小时。主要力学性能见表 2。

表 1. LD10cs合金成分

元素	Cu	Mg	Si	Mn	Cr	Ti	Fe	杂质 Ni Zn	其他
含量%	3.9~4.8	0.4~0.8	0.6~1.2	—	—	0.7	0.4~1.0	0.1 0.3	0.1

表 2. LD10cs 铝合金的主要力学性能

σ_b (Kg/mm ²)	$\sigma_{0.2}$ (Kg/mm ²)	δ (%)	$K_{Ic}^{[2]}$ (Kg/mm ^{3/2})
48	38~44	12	~90

该合金主要强化相是 Mg_2Si ，此外还有 $S(CuMgAl_2)$ 、 $(CuAl_2)$ 、 $W(Cu_4Mg_6Si_2Al)$ 等。杂质相有 $(FeMg_2Si)Al_6$ 及 Mn_3SiAl_2 等[3]。

LD10 铝合金结晶区间较宽、热容量大，导热性高，热膨胀系数大，易变形，加上晶界常有低熔点共晶体，产生焊接热裂纹的倾向大，焊接接头易出现裂纹类缺陷。要获得较好的焊接质量，需要选择优良焊丝和适宜的焊接工艺。试验试样焊丝成分如表 3：

表 3. 试样焊丝成份

焊丝成分	Cu	Si	Zr	Ti	Fe	其他
含量%	4.1~4.8	1.3~1.7	0.23~0.35	0.20~0.32	≤0.3	Zn≤0.1, Ni≤0.1 其他杂质≤0.1

该焊丝虽加有 Zr、Ti 细化晶粒的元素，仍有较大焊接裂纹倾向。

2. 试样制备 将板材加工成 Y 形坡口，采用手工氩弧 两面三层焊焊成 320×320 mm² 的板，再加工成 70×280 mm² 长条形试样，并将其加强高刨平（图 1）；研究加强高对焊趾裂纹影响的试样，保留其加强高：

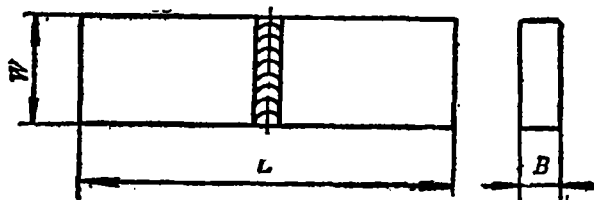
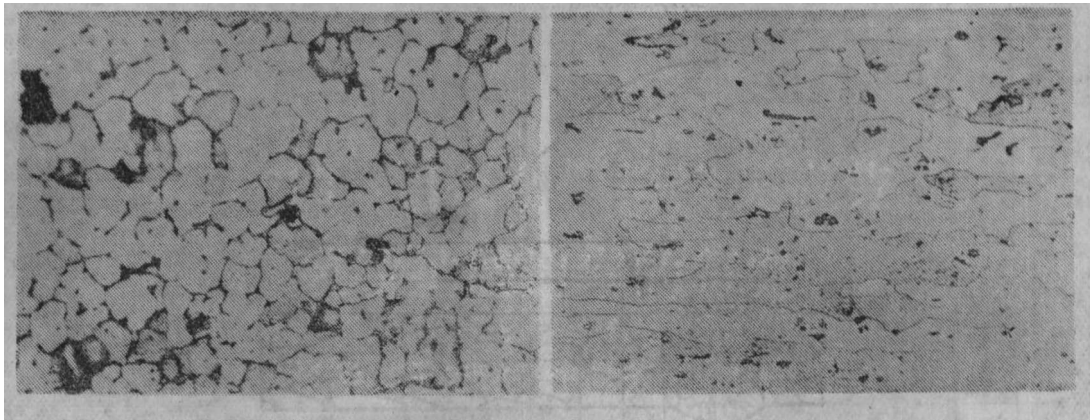


图 1 试样形状及尺寸

$$B = 6.5, W = 70, L = 280. (\text{mm})$$

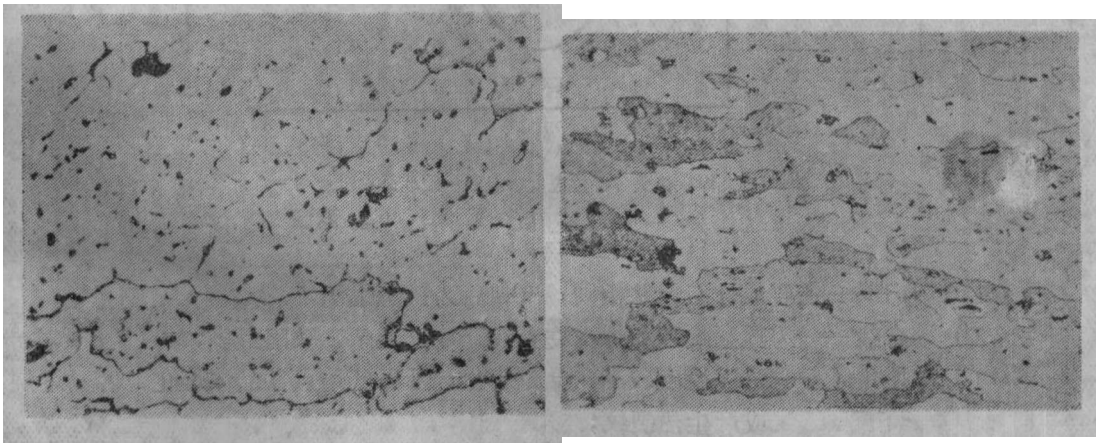
3. 测试点位置的确定 鉴于焊接接头各部位断裂韧性不同[2]，其裂纹扩展速率必有差异。我们首先对焊接接头各部位作了金相观察，其组织如图 2 所示。

焊接接头各部位因热循环条件不同，形成了不同的组织，主要包括焊肉和热影响区两部分。细分起来有以下五个部位：（见图 3）：



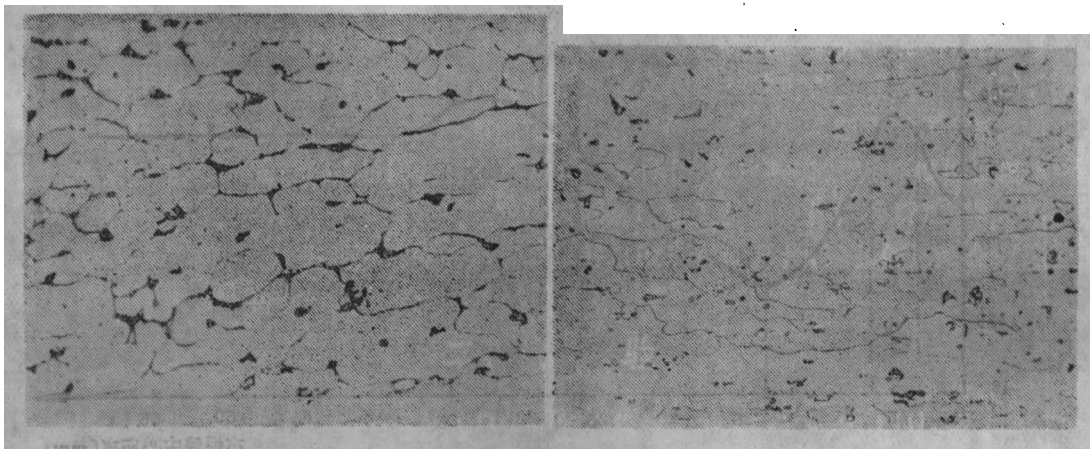
a. 焊肉 100×

d. 半固溶区 100×



b. 熔合线 100×

e. 退火区 100×



c. 半熔化区 100×

f. 母材 100

图 2 焊接接头各部金相组织

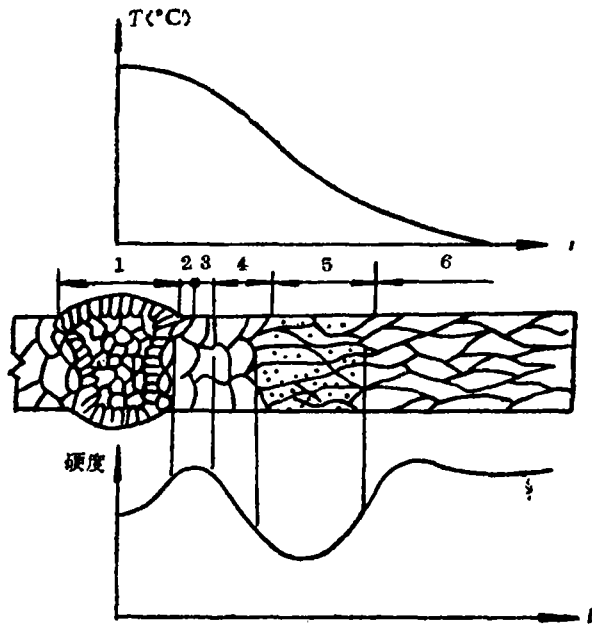


图 3 焊接接头各部位温度、组织、硬度分布示意图

- 1. 焊肉。2. 熔合线。3. 半熔化区。
- 4. 半固溶区。5. 退火区。6. 母材

- (1) 焊肉——主要成分与焊丝相同，冷却后为铸态组织；
- (2) 熔合线——为热影响区和焊肉交界线，成分复杂，缺陷最多；
- (3) 半熔化区——该区温度较高，晶粒粗化，晶界低熔点共晶体熔化，容易过烧或产生热裂纹；

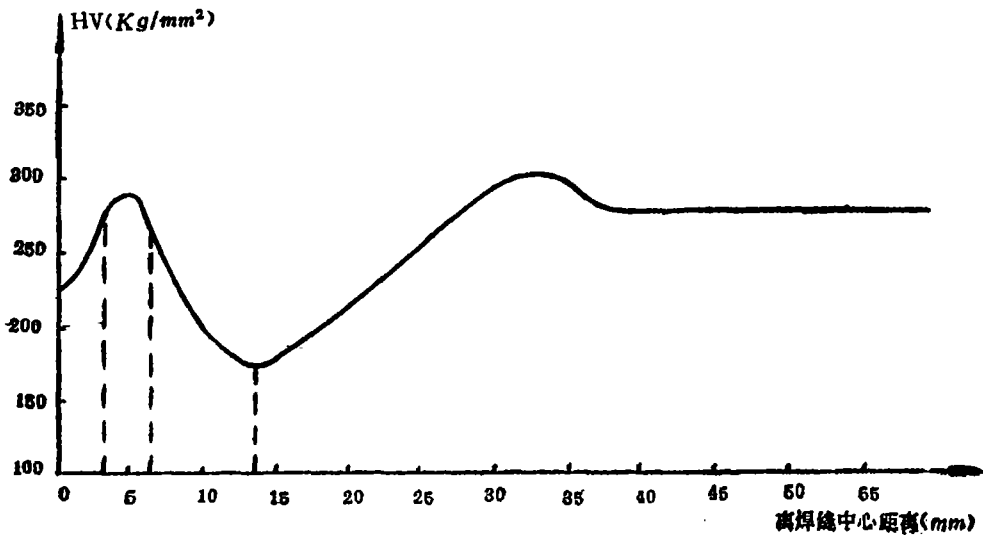


图 4 焊接接头板厚中心显微硬度分布

- (4) 半固熔区——离焊缝稍远，温度较低，强化相析出后又部分固溶，组织不均匀，晶粒粗大；
- (5) 退火区——温度在固熔线以下（350~370℃），材料被退火或过时效，硬度最低。

焊接接头各部位显微硬度见（图4）

根据焊接接头各部位的金相组织和显微硬度值确定待测点的位置（见图5）。

我们可根据焊接接头各部位硬度比较，母材硬度（如 $H_v=280$ Kg/mm^2 ）和强度（ $\sigma_{0.2}=42$ Kg/mm^2 ），以计算疲劳载荷 P_{fmax} 。

4. 预制疲劳裂纹 为了测得指定位置的疲劳裂纹扩展速率，需在试样宽度中心待测部位用尖劈刻一表面半椭圆起始刻痕，再经三点弯曲疲劳预制成2C约为10mm的半椭圆表面裂纹。疲劳载荷为

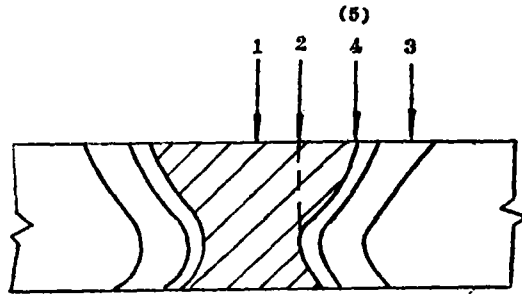


图5 焊接接头测试点的位置示意图

1. 焊肉—位于焊缝中心。
2. 熔合线—裂纹起始在焊肉，接近板厚中心为熔合线。
3. 退火区—（包括过时效区）
4. 5焊趾—表面为熔合线，深处为半熔化、半固熔区
（4为无加强高情况，5为有加强高情况）

$$P_{fmax} = \frac{2B^2 \times W \times 0.6 \times \sigma_{0.2}}{3S}$$

式中S为三点弯曲跨距（80mm）；B为试样厚度（6.5mm）；W为试样宽度（70mm）； $\sigma_{0.2}$ 为材料条件屈服极限，随测试点位置不同而有所不同。各测试点的 $\sigma_{0.2}$ 列于表3。

表4 各测试点的屈服强度和疲劳循环参数

编号	测试点	Hv	$\sigma_{0.2}$ (Kg/mm ²)	σ_{max}^* (Kg/mm ²)	σ_{min} (Kg/mm ²)	$\Delta\sigma$ (Kg/mm)	P_{fmax} (Kg)	P_{fmin} (Kg)	ΔP (Kg)
1	焊肉	225	33.75	20.29	5.68	14.61	500	140	360
2	熔合线	270	40.50	24.34	9.74	14.61	600	240	360
3	退火区	280	27.00	16.23	1.62	14.61	400	40	360
4,5	焊趾	270	40.50	24.34	9.74	14.61	600	240	360

5. 疲劳裂纹扩展速率测试

测试各点疲劳裂纹扩展的载荷见表3。裂纹扩展时裂纹2C长度可从试样表面直读。 a 向尺寸无法直读，根据[4.8]经验，采用“变载荷着色构线法”，在疲劳循环中着色构线，反复4~5次，最后压断，分别记录，测量相应循环周次和裂纹尺寸（ a ， c 长度）。断口外貌（图6）比较清晰。

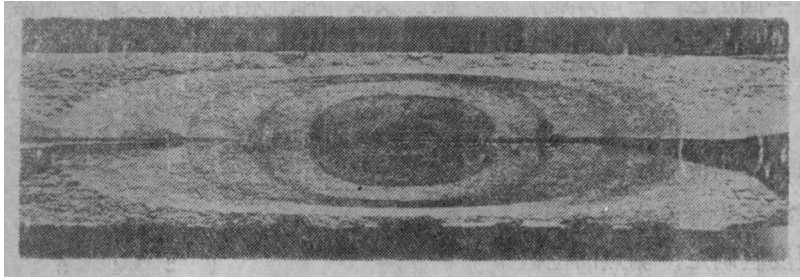


图6 变载荷着色构线法形成的断口形貌 2×

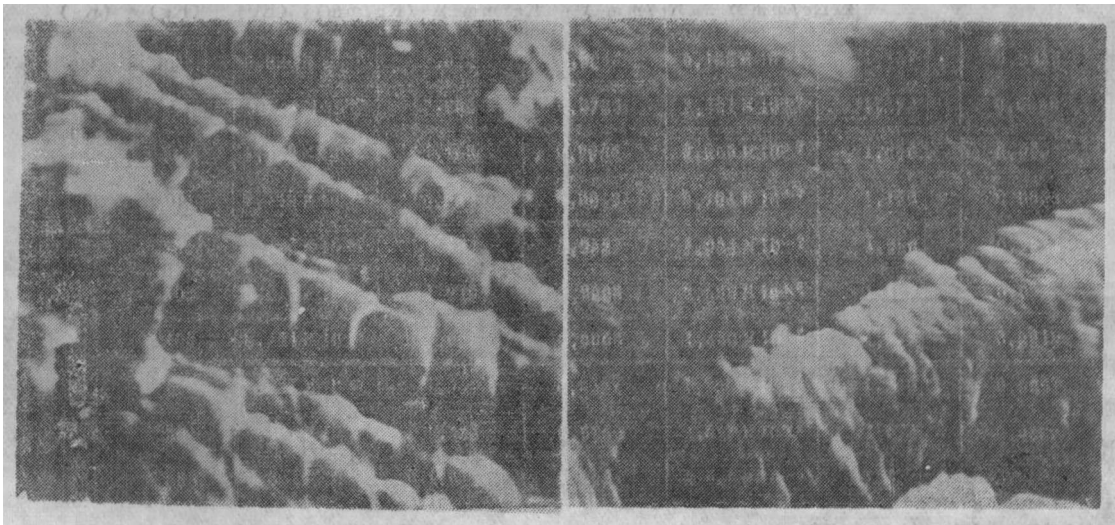
6. 断口形貌分析

为了比较焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率与相应金相组织和断口形貌间的关系，用光学显微镜分析了金相组织（图2），用扫描电镜作了断口分析（图7）。



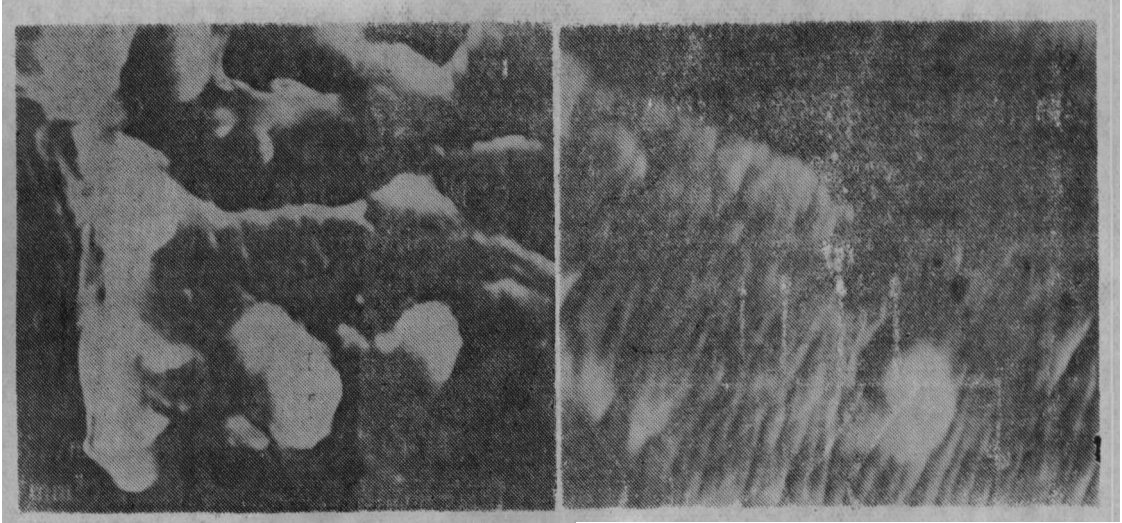
a. 熔合线I 3000×

d. 退火区I 10000×



b. 熔合线I 5000×

e. 退火区I 5000×



c. 熔合线II 5000×

f. 退火区II 5000×

图7 疲劳断口形貌

三、数据处理及试验结果

1. 疲劳裂纹扩展速率公式的选择

疲劳裂纹扩展速率一般用 Paris 公式描述, 即

$$da/dN = c(\Delta K_a)^n, \quad dc/dN = c'(\Delta K_c)^{n'} \quad (1)$$

对于表面裂纹应力强度因子, 用 Shah-Kobayashi 公式

$$\left. \begin{aligned} \text{即} \quad a \text{ 端} \quad K_a &= M_{Ba} \cdot \sigma_c \cdot \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \\ c \text{ 端} \quad K_c &= M_{Bc} \cdot \sigma_c \cdot \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \cdot M_w \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

式中 M_{Ba} , M_{Bc} 为 a 端, c 端弹性修正因子, 可根据 a/c , a/B 值查图获得; $Q = \phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0.2}} \right)^2$, $\phi^2 = 1 + 1.464 \left(\frac{a}{c} \right)^{1.65}$, 可以计算, 亦可查表求得; σ_c 为破断应力;

M_w 为宽度修正因子, $M_w = \sqrt{\sec \frac{\pi e}{W}}$, 当 $W/2c < 0.5$ 时, 则需修正。

三点弯曲时, $\Delta \sigma = \frac{3}{2} \cdot \frac{S \Delta P}{B^2 \cdot W}$, 用 $\Delta \sigma$ 取代(2)式中的 σ_c , 即得

$$\left. \begin{aligned} a \text{ 端} \quad \Delta K_a &= M_{Ba} \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \\ c \text{ 端} \quad \Delta K_c &= M_{Bc} \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\frac{\pi a}{Q}} M_w \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

ΔK_a 、 ΔK_c 分别为裂纹 a 端, c 端扩展的动力, 代入(1)即得 Paris 公式。

2. 数据处理方法

疲劳裂纹扩展速率测试所得 $a - N$, $c - N$ 关系基本符合指数规律。将原始数据 a 、 N 及 c 、 N 进行 $y = Ae^{Bx}$ 指数方程拟合, 求得 $a = Ae^{BN}$, $c = A'e^{B'N}$; 再对方程求导, 得 $da/dN = A \cdot B e^{AN}$ 、 $dc/dN = A' \cdot B' e^{B'N}$ 。用不同的 N_i 值分别代入上述方程, 获得 a_i , c_i , $\left(\frac{da}{dN}\right)_i$, $\left(\frac{dc}{dN}\right)_i$; 将 a_i , c_i 代入方程(3), 得与 $\left(\frac{da}{dN}\right)_i$, $\left(\frac{dc}{dN}\right)_i$ 相对应的 ΔK_{a_i} , ΔK_{c_i} 。

$\frac{da}{dN} - \Delta K_a$, $\frac{dc}{dN} - \Delta K_c$ 关系的第二阶段用 Paris 公式描述, 此公式符合 $y = Ax^B$ 方程, 将 da/dN 、 ΔK_a 及 dc/dN 、 ΔK_c 数据作类似拟合, 即可求得 c 和 n 值。最后获得结果

$$\frac{da}{dN} = c (\Delta K_a)^n, \quad \frac{dc}{dN} = c' (\Delta K_c)^{n'}$$

拟合结果精度高, 相关系数一般在 0.98 以上, 稍低的也在 0.95 左右。这说明采用二种方程拟合是合适的。

根据 Paris 公式计算的 c 、 n 值及相关系数 r 列于表 4; 最后计算结果列于表 5; 将各测试点的最后拟合曲线画在同一个双对数坐标上 (见图 8)。

3. 试验结果

图 8 和表 4、5, 分别表示 LD10cs 板材焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率, 结果表明, 焊缝加强高刨平后, 各部位疲劳裂纹扩展速率的大小顺序如下:

表 5 焊接接头不同部位各试样疲劳裂纹扩展速率的测试结果

测试部位	试样编号	da/dN			dc/dN		
		c	n	r	c	n	r
焊肉	101	1.143×10^{-7}	1.678	0.9794	5.119×10^{-7}	1.518	0.9933
	103	1.654×10^{-6}	0.854	0.9903	9.966×10^{-7}	1.371	0.9921
熔合线	203	3.923×10^{-8}	2.044	0.9847	8.153×10^{-7}	1.457	0.9955
	204	1.744×10^{-8}	2.295	0.9723	7.481×10^{-7}	1.473	0.9950
	205	5.159×10^{-7}	1.150	0.9908	8.955×10^{-7}	1.356	0.9904
退火区	301	7.295×10^{-7}	0.983	0.9949	5.764×10^{-7}	1.429	0.9952
	302	1.288×10^{-7}	1.634	0.9825	4.084×10^{-7}	1.556	0.9955
焊趾 (无加强高)	402	5.840×10^{-7}	1.216	0.9898	2.529×10^{-6}	1.187	0.9889
	405	8.421×10^{-7}	1.028	0.9965	1.430×10^{-6}	1.277	0.9919
	406	4.057×10^{-7}	1.341	0.9527	1.735×10^{-6}	1.240	0.9897
焊趾 (有加强高)	501	4.141×10^{-7}	1.359	0.9859	4.637×10^{-6}	1.074	0.9759
	503	6.691×10^{-8}	1.849	0.9874	2.032×10^{-6}	1.244	0.9844
	504	8.859×10^{-8}	1.789	0.9912	8.799×10^{-6}	0.916	0.9725

表 6 LD10cs 板材焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率测试结果

测试点	a向			c向			HV (Kg/mm ²)	K _{Ic} [2] (Kg/mm ^{3/2})
	c	n	r	c	n	r		
焊肉	6.681 × 10 ⁻⁷	1.138	0.8998	6.627 × 10 ⁻⁷	1.462	0.9880	225	63.14
熔合线	8.290 × 10 ⁻⁸	1.785	0.7237	9.377 × 10 ⁻⁷	1.393	0.9550	270	58.89
退火区	5.236 × 10 ⁻⁷	1.146	0.5970	5.643 × 10 ⁻⁷	1.449	0.9797	180	87.7
焊趾 (无加强高)	4.992 × 10 ⁻⁷	1.241	0.7928	1.709 × 10 ⁻⁶	1.253	0.9738	270	49.168
焊趾 (有加强高)	1.537 × 10 ⁻⁷	1.629	0.9627	3.866 × 10 ⁻⁶	1.103	0.9686	—	—

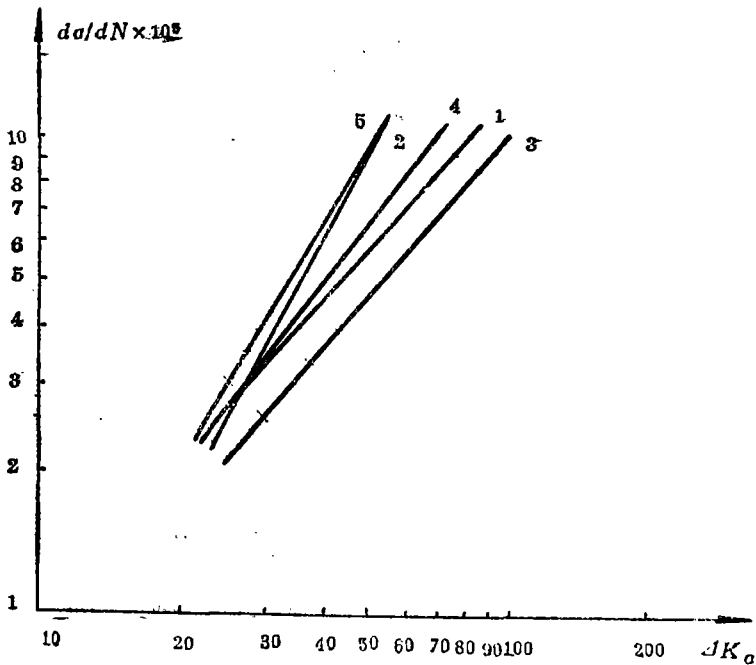


图 8 (a) LD10cs 板材焊接接头各部位疲劳裂纹扩展速率测试结果 (a向)

1. 焊肉 2. 熔合线 3. 退火区
4. 焊趾(无加强高) 5. 焊趾(有加强高)

$$a \text{ 向: } \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{熔合线}} > \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{焊趾}} > \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{焊肉}} > \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{退火区}}$$

$$c \text{ 向: } \left(\frac{dc}{dN} \right)_{\text{焊趾}} > \left(\frac{dc}{dN} \right)_{\text{熔合线}} > \left(\frac{dc}{dN} \right)_{\text{焊肉}} > \left(\frac{dc}{dN} \right)_{\text{退火区}}$$

带有加强高的焊趾裂纹扩展速率, 无论是 $\frac{da}{dN}$ 或 $\frac{dc}{dN}$ 都是最大的。

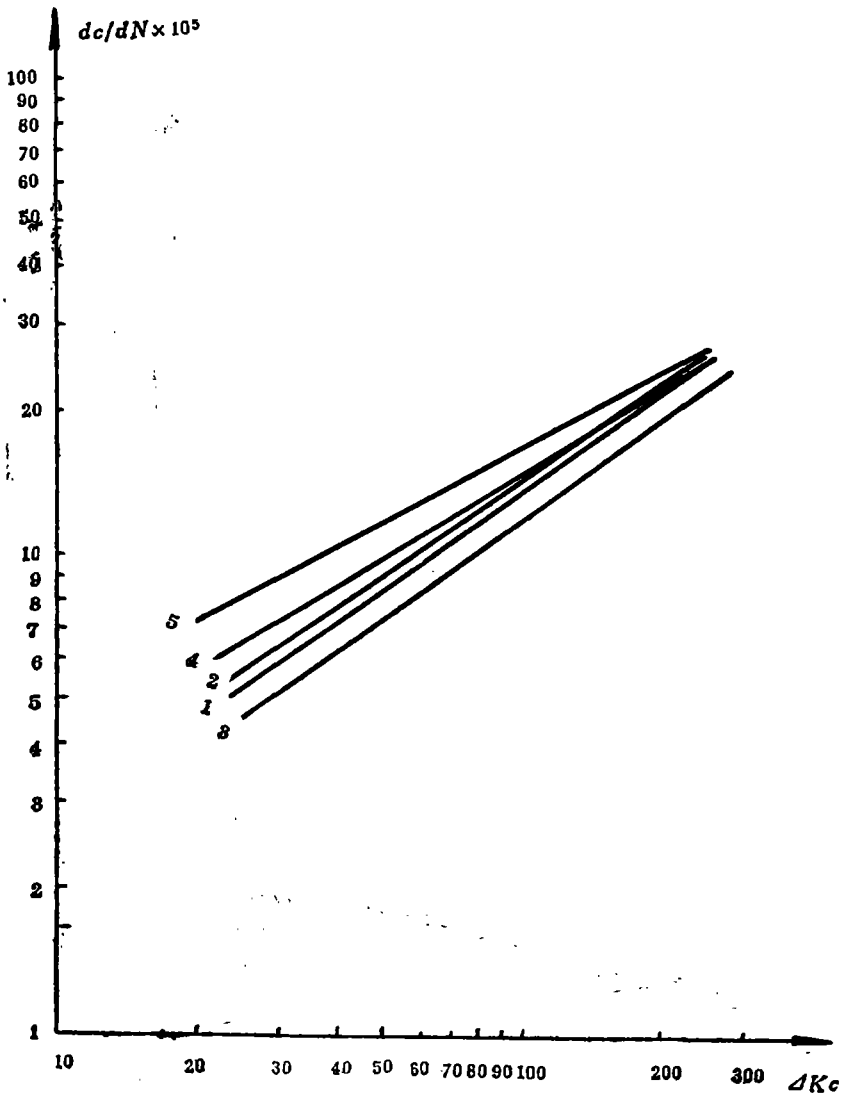


图 8 (b) (同上) (c向)

1. 焊肉 2. 熔合线 3. 退火区
4. 焊趾 (无加强高) 5. 焊趾 (有加强高)

四、讨 论

1. 焊接接头各部位的疲劳裂纹扩展速率

焊接接头主要由焊肉和热影响区组成, 焊肉成分与母材不同, 无热处理强化效应、强度、硬度不高, 易发生凝固裂纹和气孔。而热影响区各部位经受不同温度的热处理, 断裂韧性和疲劳性能出现很大差异, 各部位疲劳裂纹扩展速率分布有一定规律性。与文献[8、17~19]的论述相符合。

从试验结果看出, 熔合线(点2)和焊趾区(无加强高)两点扩展速率较快, 退火区最慢, 焊肉区居中, 而带有加强高的焊趾裂纹扩展速率最快。

在刨去加强高的情况下，“熔合线”（点2）位置裂纹起始于焊肉，接近板厚中部才真正接触熔合线。熔合线成分复杂、缺陷很多，晶粒粗大，因此扩展速率很快。焊趾处（点4）裂纹起始于表面熔合线，深处为半熔化区或半固溶区组织，半熔化区由于晶界存在低熔点共晶体，易产生过烧和“液化”裂纹，导致韧性下降，半固溶区晶粒粗大，组织不均匀，韧性也不高。因此焊趾裂纹扩展速率也很快。但二者相比，裂纹 c 向扩展速率以焊趾最大， a 向熔合线（点2）最大。这正好说明，真正的熔合线是焊接接头疲劳性能最差的部位。另一方面，在弯曲交变应力作用下，试样表面受力最大，而一般构件表面（特别是熔合线上）缺陷多（图9），疲劳裂纹容易从构件表面，焊趾处起始。由此可以认为，焊趾处是焊接接头疲劳性能最差的位置，不仅容易起裂，而且裂纹扩展速率很大。

退火区因为发生退火和过时效，组织均匀，位错运动阻力减小，析出相球化，使材料强度硬度降低，塑性、韧性提高，对疲劳裂纹扩展阻力增加，裂纹扩展速率最慢
夹杂 \rightarrow

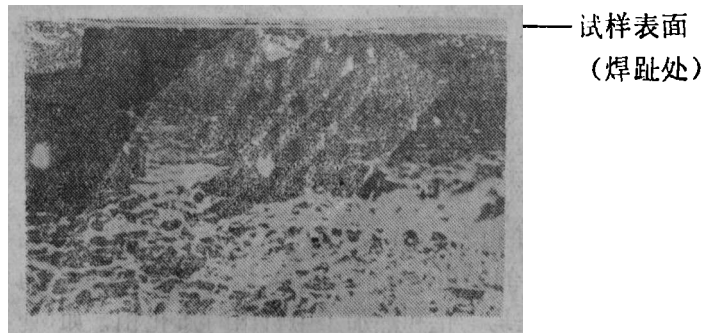


图 9 焊趾处的表面缺陷（箭头所指为夹杂） 50 \times

2. 焊接接头组织及缺陷对裂纹扩展速率的影响

(1) 断口形貌及金相组织分析

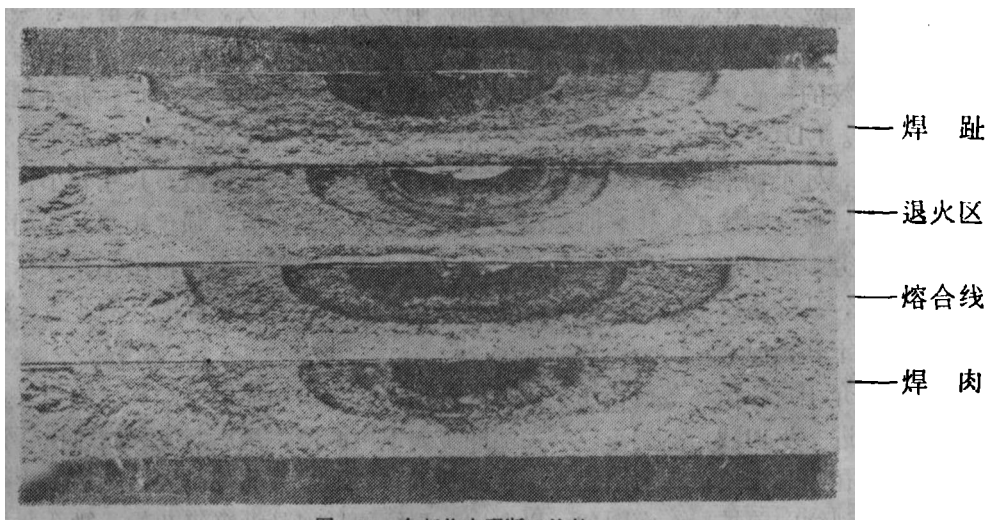


图 10 各部位宏观断口比较 2 \times

图10为宏观断口形貌，可以看出，裂纹扩展速率大的部位如“熔合线”、焊趾区的

断口显得特别粗糙,呈粒状断口和放射撕裂痕迹。这显然是晶界过烧引起的晶间脆断结果。而扩展速率慢的部位(如退火区)则细致平滑,无放射状撕裂痕迹。

由焊接接头金相组织观察,熔合线和半熔化区,由于温度高,组织过烧(图2c),还有较大的空洞(见图11)。这些缺陷的存在使疲劳裂纹扩展速率加快。退火区为稳定的多相组织(图2e),第二相脱离母相、聚集球化,韧性提高,使疲劳裂纹扩展速率变慢。

通过扫描电镜断口观察,“熔合线”区断口形貌(图7a、b、c)具有明显的脆性疲劳条纹,属于脆性疲劳断口。图7d、e、f是退火断口形貌,具有清晰的延性疲劳条纹,可认为是延性疲劳断口^[9]。同时还可看出,脆性断口条纹间距明显比延性断口宽,说明“熔合线”(点2、4)位置疲劳裂纹扩展速率比退火区快。

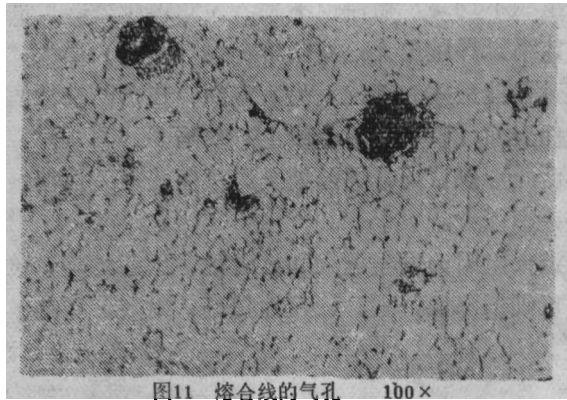


图11 熔合线的气孔 100×

(2) 第二相粒子与非金属夹杂的影响

热处理强化铝合金的显微组织由基体和各种性质的第二相组成。LD10铝合金中的第二相质点有不固溶的粗大化合物,如 $(FeMnSi)Al_6$, Mn_3SiAl_2 及部分 $W(Cu, Mg_5Si_4Al)$ 相及未固溶的强化相,尺寸在0.1~10微米之间;有中等尺寸(0.05~0.5微米之间)的硬质点,在均匀化和热加工中析出的强化相,如 Mg_2Si , S和W相等;还有时效沉淀相(尺寸在0.01~0.05微米)如 S' 相。此外还有非金属夹杂物,这些第二相粒子或非金属化合物与基体金属的热膨胀系数不匹配,在焊接热循环过程中容易产生残余内应力;同时第二相质点有硬有软,其弹性模量与基体不匹配,在外力作用下,因变形不一而产生局部应力集中。如与残余应力迭加,则应力集中更大,其结果有二:一是夹杂一基体界面分离,形成微裂纹;一是夹杂本身开裂,形成孔洞。因此,第二相质点或夹杂是形成裂纹的核心。第二相质点的体积分数越大,粒子越粗,裂纹形核几率越大,疲劳抗力越低。LD10铝合金经过焊接热循环,接头各部位经受了不同的热处理,形成了不同的组织,处于初期时效的部位,沉淀相是 GP_1 ,或向 GP_2 过渡,尺寸较小,并与基体共格结合,疲劳裂纹扩展慢;时效温度升高,强度达到峰值,强化相与基体局部共格或析出,疲劳裂纹扩展速率增大;如材料达到退火或过时效状态,析出相聚集球化,材料韧性提高,疲劳裂纹扩展速率降低,这和资料[20]、[21]所报导的2024T合金疲劳裂纹扩展性能十分相似。

文献[17]介绍,在循环载荷作用下,主裂纹前方首先出现显微空隙和显微裂纹,逐步形成空洞,进一步加载,空洞与裂纹尖端间金属逐渐减薄,最后与主裂纹连接。试验合金,由于存在第二相质点与夹杂物,围绕夹杂成核,形成微孔并长大,然后依次与主裂纹联接,使裂纹向前扩展。由图12可以看出,裂纹的扩展是沿着夹杂物或微孔联接的路径向前扩展的。因此第二相质点在交变应力作用下,引起疲劳裂纹生核,并加速裂纹

扩展。

(3) 晶粒度及焊接缺陷的影响

Ando 等[21]的研究认为,晶粒尺寸的增加将使材料 da/dN 加大,尤其在高应力下,这种影响更为显著。在多晶组织中,由于晶粒取向不同、晶界位错结构复杂,滑移穿过晶界较为困难,所以疲劳裂纹扩展穿过晶界,扩展速度减慢,晶粒大,晶界面积小,扩展速率大;晶粒小,晶界面积大,扩展速率就小。但晶界出现脆性沉淀相,疲劳裂纹扩展将由穿晶扩展变为沿晶扩展,如半熔化区组织发生过烧,晶界形成大量脆性物质,疲劳裂纹沿晶界快速扩展,其宏观断口为粗糙的粒状组织。

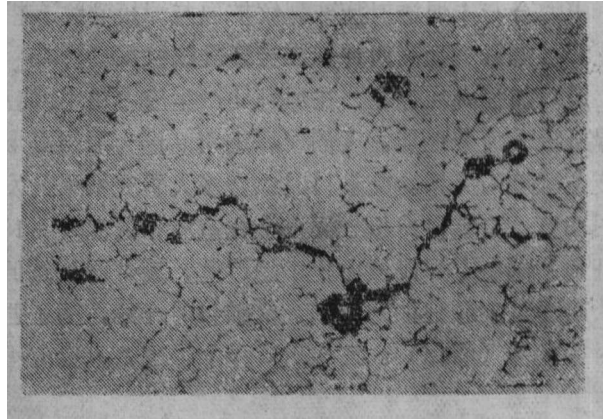


图 12 裂纹沿空洞与夹杂扩展 100×

由于多方面原因,焊缝及热影响区常有气孔、裂纹、未焊透、未熔合、形状不规则等缺陷[10],对焊接接头裂纹扩展产生明显影响。

在焊接接头中,气孔也是常见缺陷(图11)。当裂纹扩展进入孔洞时,它可能在那里休止一段时间,这能缓慢裂纹扩展。但另一方面,靠近孔的裂纹应力强度因子比没有孔的应力强度因子要高得多。后一影响将加速裂纹扩展。Isid[22]确定靠近孔的裂纹的应力强度因子,如果裂纹顶端接近孔洞,应力强度因子将趋于无穷大。因此疲劳裂纹一定以极高速度进入孔洞。所以气孔会使疲劳裂纹扩展速率大大加快。

焊接裂纹是最常见缺陷。当焊接裂纹与疲劳裂纹扩展方向垂直时,裂纹扩展穿过焊接裂纹要消耗较多能量。使疲劳裂纹减慢;当焊接裂纹与疲劳裂纹扩展方向一致,疲劳裂纹接近焊接裂纹时,疲劳裂纹将加速向焊接裂纹扩展,并与之连接;然后,由焊接裂

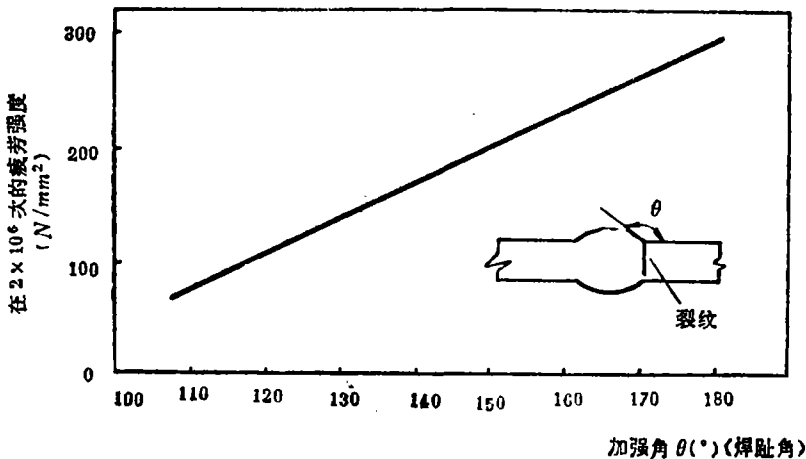


图13 焊缝加强角与焊趾疲劳强度关系示意图

纹另一端向前扩展，从而大大加速疲劳裂纹扩展。

未熔合与未焊透对疲劳裂纹扩展与焊接裂纹有相似的影响。

3. 焊缝加强高对焊趾疲劳裂纹扩展的影响

焊缝加强高的存在，在焊趾处产生应力集中，使焊趾裂纹扩展速率加快，因而更加恶化焊接接头疲劳性能。人们以焊趾角 θ 作为加强高形状参数（图13），研究加强高与焊趾疲劳强度的关系。文献[10]综合多人研究结果，发现 θ 与疲劳强度基本上呈线性关系（图13）。文献[11]报导铝合金在室温和低温（ -196°C ）时，都存在这种关系。认为焊趾角 θ 越小，焊趾应力集中越严重，疲劳强度越低。有人还采用其他参数研究加强高形状对焊趾疲劳性能的影响。文献[10]介绍，为了避免焊接冶金因素的影响，模拟了几种对接接头（图14）。发现对a型加强高，只要 h/W 比值保持不变，而 h 、 W 同时增大

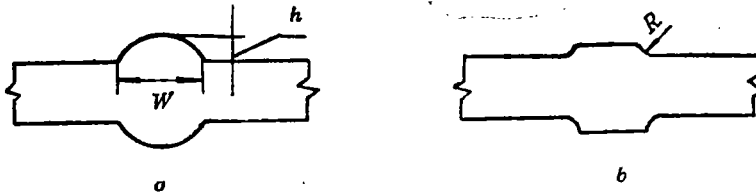
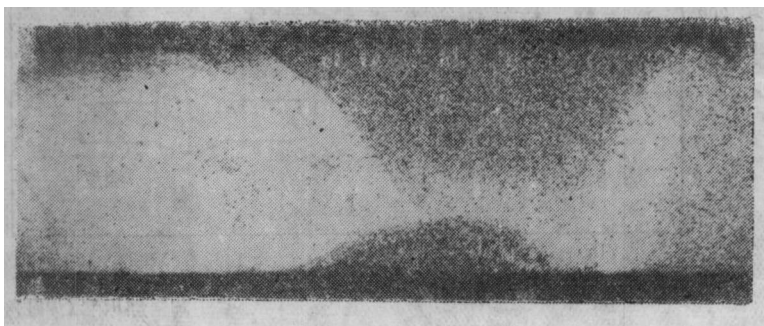


图14 模拟焊缝加强高形状

或减小，则焊趾疲劳性能保持不变；如果 h/W 增大，则疲劳强度下降。对b型加强高，焊趾半径 R 增大，疲劳强度上升，反之则下降。无论 h/W 增大或 R 减小，均使焊趾处应力集中程度上升，引起该处疲劳强度降低。文献[12]的研究也发现，焊趾裂纹在 c 向的扩展速率大于平板表面裂纹 c 向的扩展速率。本试验对加强高刨平和未刨平的试样（图15）焊趾裂纹疲劳扩展速率的测试，发现未刨平的试样无论是裂纹的 a 向或 c 向，疲劳裂纹扩展速率均大于刨平的试样（见表4、5和图8）。由此看来，焊缝加强高的存在引起焊趾处产生应力集中，导致该处疲劳裂纹扩展速率增大，使焊接接头疲劳性能进一步恶化。

总之，焊缝加强高对焊接接头疲劳性能不利，本质是在焊趾处引起应力集中。为此，人们首先想到的是将加强高刨去，消除应力集中。文献[10]、[13]、[14]介绍，无论对钢或铝合金，完全刨去加强高都能大大提高焊接接头疲劳强度。文献[12]还发现试



a. 焊缝加强高刨平的试样

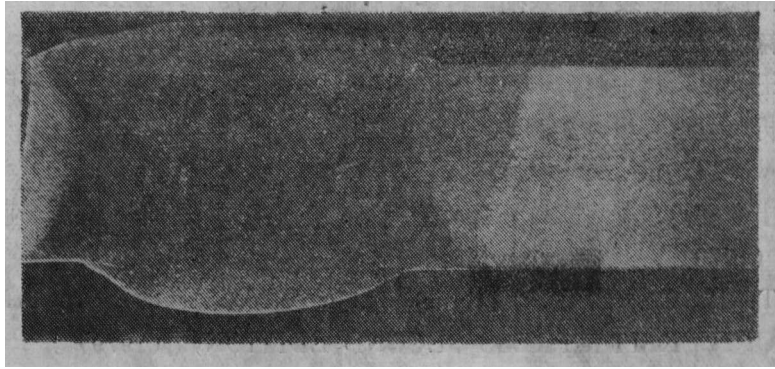
b. 带有焊缝加强高的试样 (加强角约 160°)

图 15 两种试样 4 ×

样刨去加强高后焊缝处产生残余应力,能有效地抑制焊趾裂纹在长度(c 向)的扩展。另外,有人仅在焊趾处打磨一下,使其外形圆滑过渡,从而降低应力集中程度,也可显著提高疲劳强度,典型的能提高50%左右^[10]。而文献[15][16]提出选择一种合适的焊丝,以增大 θ 角和 R 值,降低应力集中,改善焊接性能。

从以上几项措施看,刨去焊缝加强高,消除焊趾处应力集中效应,似乎是比较简便的做法,但考虑到压力容器的实际情况,都不太容易做到。如能找到一种合适的焊丝,并从焊接工艺着手,适当降低加强高高度,使 h/W 值下降,并使 θ 和 R 值增大,以降低焊趾处应力集中程度,将是比较简便、经济的办法。此外,焊接过程中,尽量减少焊接缺陷,如咬边、类渣、裂纹和未熔合等;焊接后对焊趾处适当打磨,使其圆滑过渡, θ 、 R 值增大,都能使焊接接头疲劳性能得到改善。

五、结 论

1. LD10cs 铝合金焊接接头疲劳性能随焊缝区部位不同而不同,应根据热循环引起的组织变化分区测试。疲劳裂纹扩展速率对应于金属组织变化有一定规律性。

2. 焊缝加强高刨平后,“熔合线”(点2)与焊趾处疲劳裂纹扩展速率较快,焊肉区较慢,退火区最慢。

3. 焊缝加强高的存在,引起焊趾处应力集中,使该处疲劳性能进一步恶化,疲劳裂纹扩展速率最快,成为焊接接头疲劳性能最差的部位。加强角 θ 越小, h/W 值越大,疲劳性能越差。增大焊趾角 θ ,降低 h/W 值,能改进焊缝疲劳性能。

参 考 文 献

- [1] 胡振涓,关于LD10铝合金“存放裂纹”的初步探讨,断裂,1977. 3. P1
- [2] 张华,铝合金箱体材料焊接区断裂韧性研究,国防科技大学学报,(1981), P15
- [3] <有色金属及热处理>编写组,有色金属热处理,国防工业出版社,(1981), P104
- [4] D.布洛克等工程断裂力学基础,王克仁等译(1980)

- [5] 褚武扬, 断裂力学基础, 科学出版社, (1979), P 283
- [6] 褚武扬等, 断裂韧性测试, 科学出版社 (1979) P 45
- [7] 王大方, 郝志彪, LD10CS 铝合金焊接接头断裂韧性研究及其显微组织分析, 焊接学报, 5, 1 (1984)
- [8] Met. Trans. August, (1975) P.1663
- [9] 上海交大《金属断口分析》编写组, 金属断口分析, 国防工业出版社, (1979), P 184
- [10] T. R. GURNEY, Fatigue of welded structures, CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS SECOND EDITION, (1979), P 85~P 95, P 101, P 111, P 208~226.
- [11] J.K. STAFFORD, BSC (HONS), MSC, GIMECHE, The Fatigue Behaviour of transverse Butt weld in Aluminum/Magnesium Alloy, 5083—0 at cryogenic temperature, welding Research, Vol7, (1977), N6 P 453
- [12] 田锡唐等, 焊趾裂纹疲劳载荷下的扩展, 焊接学报, 3 (1981), P 85
- [13] 铃木春义, 田博著, 严鸢飞等译, 焊接金属学, 机械工业出版社, (1982), P 40
- [14] H.O. 奥克尔布洛姆著, 许乃武译, 金属结构中的焊接应力, 建筑工业出版社, (1956), P 101
- [15] K. Iheda, S. Denoh, T. Godai, T. Ogawa, Improvement of Fatigue strength of Fillet welded joints in 780N/mm² high strength steel, Welding Research International, 1978. V8. No1. P16.
- [16] K. Kobarashi, S. Matsumoto, M. Tanaka 等, Improvement in the Fatigue strength of a Fillet welded joints by use of a New welding electrode, Welding Research International (1978) V8. No1. P 53
- [17] 颜鸣泉, 金属疲劳裂纹扩展规律及微观机制, 断裂物理与断裂力学学术讨论会文集 (1978) P 179
- [18] Met. Trans, August, (1975), P 1663
- [19] G.G. Chell, The Mechanics and Mechanisms of Fracture in Metals, Development in fracture Mechanics—2 (1981), P 260
- [20] B. Г. 库德良绍夫, B. И. 斯莫连采夫著, 高云震译, 铝合金断裂韧性, (1980) P 266
- [21] S. Kocanda, Fatigue Failure of Metals (1978) P 245
- [22] C. F. Feddersen, Finite width corrections, ASTM. STP. 415 (1967) P, P 71~93.

A Study of the Fatigue Crack Propagation Rate of the Butt-welded Joints of Aluminium Alloy LD10cs

Zhang Hua, Wang Hongxiang, Niu Huifang, Zeng Zhicheng

Abstract

The fatigue crack propagation rate at different points of aluminium alloy LD10cs butt-welded joints, tested by method of surface flaw has been discussed in this paper. The results show that the fatigue crack propagation rate at different points of the welded joints regularly varies with metal structure change resulting from the heatcycling of welding. The fatigue crack propagation rate of the fusion line and weld toe are greater than that of the others. The existence of the weld reinforcement will cause stress concentration at weld toe, and give worse influence on the fatigue properties of this point, Hence, the fatigue properties of the weld toe will be the worst at welded joints.

The various factors that affect the fatigue crack propagation rate at different points of the welded joints have been investigated and examined using optical metallography and scanning electronic microscope techniques in detail. The suggestion to improve the quality of the welded joint has been presented.