

LD10CS铝合金焊接接头 断裂韧性及其微观组织分析

王大方 郝志彪

(国防科学技术大学)

摘 要

本文采用表面裂纹法测试了LD10CS氩弧焊、氩弧焊及不同工艺的四种焊接接头的断裂韧性。结果表明,焊缝、半熔化区的断裂韧性值最低。热影响区也有不同程度的下降,其变化规律是与焊接工艺,特别是与热输入量有很大关系。用金相、断口形貌分析方法进行了初步探讨。焊缝区是典型的铸造组织,失去了变形铝合金热处理强化的特点。半熔化区是沿晶界发生低熔点共晶物熔化然后凝固的区域。该两区不可避免地会有一些焊接缺陷,因此韧性值最低。热影响区相当于进行了不同程度的退火,所以韧性值也引起了不同程度的降低。

一、序 言

高强铝合金比强度高、韧性差、裂纹容限低,焊接结构中常出现延迟裂纹、低压爆破等问题,且裂纹大都发生在焊缝或热影响区。这样对焊接接头的强度与韧性,特别是断裂韧性的研究就非常必要。

LD10CS焊接结构,如压力容器在服役过程中,因焊缝部位常产生裂纹等缺陷,而成为脆性破坏的裂源。热影响区由于焊接过程中受到不同程度的加热,微观组织发生一系列变化,性能也发生明显变化,以致在承受最大负载时,往往在此处断裂^[1]。为了提高焊接质量,改善接头性能,本文对LD10CS铝合金焊接接头断裂韧性的变化规律与显微组织作了初步分析与讨论。为进一步改善焊接工艺提供必要的依据。

二、试验材料及焊接工艺

试验用母材是LD10CS铝合金板材,厚6mm。化学成分为3.9~4.8%Cu, 0.4~0.8%Mg, 0.6~1.2%Si, 0.4~1.0%Mn,其余为Al。强化相为Mg₂Si,

S (CuMgAl_2)、 CuAl_2 、W ($\text{Cu}_4\text{Mg}_3\text{Si}_4\text{Al}$)。热处理规范为 $500 \pm 5^\circ\text{C}$ 淬火, 165°C 人工时效 6~15 h。

LD10CS 为多元合金, 有三元共晶存在, 结晶区宽, 所以热裂倾向高。此合金热容量大, 膨胀系数也大。

选用的焊丝为 Al-Cu-Mg-Ti-Zr 合金。焊接规范见表 1。

表 1 焊 接 规 范

试样编号	焊 接 方 法	焊 接 工 艺	厚 度 mm	第一次施焊线能量 Q J/cm	第二次施焊线能量 Q J/cm
1	直流钨极氩弧焊	单面一次焊	6	6014.18	
2	同 上	单面两次焊	6	6014.18	5740.81
3	同 上	两面两次焊	6	6014.18	4723.86
4	氩 弧 焊	同 上	6		

三、试验过程及结果

对焊接接头常规机械性能进行了测试, 试样形状与尺寸参照铝合金板材标准 GB228-76。测试结果见表 2。

表 2 焊接接头的机械性能

机 械 性 能 试 样 编 号	σ_b kgf/mm ²	σ_s kgf/mm ²	δ %
1	34.28	27.94	1.94
2	35.33	27.02	2.083
3	36.09	28.34	2.665
4	32.11	24.01	3.73

焊接过程中接头加热的温度随时间变化而变化。各区受热的时间及最高温度各不相同, 组织与性能也各异。为此把接头分为五个区域: a) 焊缝; b) 半熔化区; c) 不均匀固溶区; d) 退火区; e) 母材。

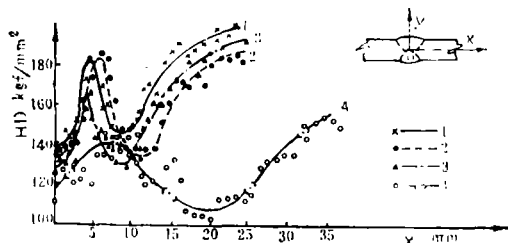


图 1 接头显微硬度曲线

1、2、3、4 分别对应表 1 中的各号试样

为了较准确地确定接头各区, 从而选定预制疲劳裂纹位置, 对四种接头分别测得显微硬度曲线 (图 1), 结合低倍组织观察 (图 2) (图版 3), 选定各区的预制疲劳裂纹位置见表 3 及图 3。

为了模拟压力容器焊接接头断裂状态, 选用了表面裂纹法测试。

表 3 接头各区疲劳裂纹位置 mm

区 域 试样 编号	焊缝中心 a	半熔化区 b	不均匀固溶区 c	退火区 d	母 材 e
1	0	3.5	5.0	8.5	>25
2	0	4.0	6.0	9.5	>25
3	0	3.0	4.5	8.0	>25
4	0	8.0	11.0	19.0	>40

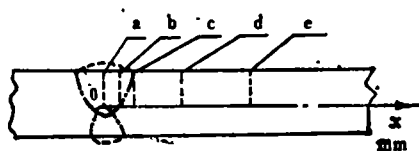


图 3 各区疲劳裂纹位置示意图

由对接焊的 $300 \times 300 \times 6$ mm的LD10CS板材,在垂直焊缝方向加工成 $6 \times 60 \times 280$ mm长条形试样,加强高要刨平。

根据表 3 尺寸,在试样表面用劈刀刻一初始裂纹。利用三点弯曲法在 10 吨高频疲劳机上预制裂纹。通过观察表面裂纹长度 ($2c$) 来控制疲劳裂纹的深度 (a)。对 LD10CS 6mm 厚板材,一般 $2c$ 为 15mm 时, a 可达到 3mm 左右。但在半熔化区常有类裂纹等缺陷,预制裂纹时会引起开裂,试样则报废。通常疲劳裂纹的深度与试样厚度的比值 (a/B) 为 $0.4 \sim 0.6$, 最大不超过 0.7。

数据处理按 Shah—Kobayashi 公式计算:

$$K_{IE} = \frac{M_k \cdot \sigma_N \sqrt{\pi a}}{\sqrt{Q}} \quad (1)$$

式中 K_{IE} ——表面裂纹断裂韧性, σ_N ——净截面上的平均应力,

$\sigma_N = P / (BW - \pi a \frac{c}{2})$, P ——净截面上最大载荷, W ——试样宽度

$$Q = \phi^2 - 0.212 (\sigma_N / \sigma_s)^2 \quad (2)$$

ϕ 是第二类椭圆积分, 由 $\phi^2 = 1 + 1.464(a/c)^{1.65}$ 公式计算求得, σ_s 是材料屈服极限, $\sqrt{Q}$ 可根据公式 (2) 计算或查表, 还可以根据 σ_N / σ_s 及 a/c 比值查图求得^[2]。

表面校正因子 $M_k = M_1 \cdot M_2$ 。 M_1 为前表面校正因子, M_2 为后表面校正因子, 是 a/c 与 a/B 比值的函数, 可查图求得^[2]。

预制裂纹较长时, 宽度方向的弹性约束减小, 对于来自无限宽板的 (1) 式进行修正。宽度校正因子 M_w 由下式计算:

$$M_w = \left[\sec\left(\frac{\pi c}{W}\right) \right]^{\frac{1}{2}}; \text{或查图求得}^{[3]}。$$

断裂韧性测试结果见图 4。

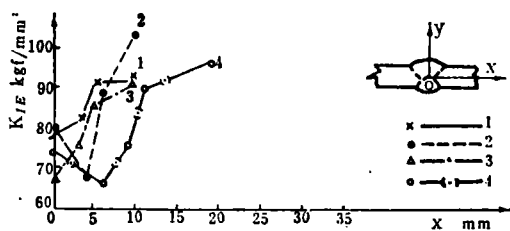


图 4 焊接接头断裂韧性变化曲线

四、分析与讨论

1. 焊缝区断裂韧性

焊缝金属在电弧作用下, 因快速加热、冷却, 为不平衡结晶过程, 枝晶严重, 是典

型的铸造组织。焊丝是多元合金,结晶区间大,低熔点共晶物多分布于晶界和枝晶间,降低了晶界、枝晶间结合力,且偏析的脆性物阻止塑性松弛通过位错塞积机理产生裂纹,故此区 KIE 值、强度明显下降。

焊缝金属中柱状结晶区晶粒大,且有方向性,晶粒是从焊缝中心至熔合线由大到小。热影响区中变化不大。因晶界两边两个晶粒取向不同,故晶界原子排列紊乱,位错结构复杂,变形由一晶粒横过晶界比较困难,穿过后滑移又要改变方向,这种变形过程要消耗大量能量。故晶粒细,晶界面积大,起韧性作用。反之使 KIE 值下降。

热处理强化的铝合金焊接结晶冷却中,析出第二相,以网络形式分布在晶界与晶内;焊后又没热处理,所以焊缝金属不具备强化特性。必然导致焊缝区强度、塑性、韧性均低于母材。由于焊接规范不同,第二相分布也各异。热输入量大,析出的网络就宽、稀,脆性相集中, KIE 值下降严重。图 5 (图版 3) 为焊缝金属金相组织比较。试样 1 比试样 4 的网络细、密, KIE 值也比 4 号试样高。3 号试样 KIE 值较低,因疲劳裂纹的尖端正处于两面两次焊交接面上,它是铸造组织,又是第二层焊缝的熔合线,所以强度韧性差, KIE 降低严重。4 号试样也有此问题。

焊接过程中,特别是多层焊焊缝金属由于反复加热、冷却,存在一定的焊接应力-应变作用,在处于塑性降低的温度区,会出现高温低塑性裂纹^[5]。热输入量愈大,过热越严重,塑性降低愈大,如 4 号试样断口电子扫描发现有类似此种裂纹特征,见图 6 b (图版 4)。残余拉伸内应力的存在也会导致焊缝金属 KIE 值下降^[4]。

宏观断口观察,以 1 号试样为例,焊缝区(图 7 A) (图版 4) 为平断口。电子扫描断口形貌见图 6,特征为韧窝密集,显示出粒子与基体分离,因第二相粒子没有固溶于基体之故,撕裂岭较少,甚至没有。当热输入量增加,韧窝甚至可成为平滑外貌(图 6),这显示出脆性特征^[6]。与测得 KIE 值较低是一致的。

2. 半熔化区断裂韧性

该区温度在固、液相线之间,金属发生局部熔化,此区很窄,但对接头性能影响很大。温度可达 500℃ 以上,是过烧温度。基体中原晶界低熔共晶体 ($\text{CuAl}_2 + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Mg}_2\text{Si}$) 就会产生熔化,使晶界加粗,有复熔共晶球及过烧“三角”出现,晶界变脆,造成该区 KIE 值降低。显然热输入量愈大,高温停留时间愈长,过烧现象愈严重。热输入量由大到小,晶界由宽变窄(图 8) (图版 4); 4 号试样最大,不只晶界加粗,过烧迹象亦更加明显。大大削弱了晶界强度, KIE 值下降严重; 1、3 号试样热输入量较小,虽有轻微过烧,但引起 KIE 值下降较轻。同时该区液化、冷凝过程中,在残余拉应力作用下,当拉伸变形大于金属热塑性时,液化裂纹就被保留至室温;或在液膜冷凝收缩时产生了孔穴,使 KIE 值明显下降。电子扫描断口形貌为沿晶断裂(图 9) (图版 5),晶界上看到大量不均匀的韧窝及再生晶粒。4 号试样断口有液化裂纹与孔穴特征(图 10) (图版 5)。

3. 不均匀固溶区断裂韧性

在该区里晶界、晶内先析出 Mg_2Si 、 CuAl_2 等稳定相。温度继续升高,达到淬火温度后,稳定相又被溶入 Al 中,形成 α 固溶体。但因焊接加热、冷却很快,上述过程

进行不充分,发生部分固溶及部分自然时效,所以此区称不均匀固溶区。与焊缝、半熔化区相比,强度有所提高, K_{IE} 值也有所回升。又因部分溶质没有固溶,冷却后仍有部分脆性相存在,使 K_{IE} 值低于母材。但脆性相分散、不连续,且为颗粒状,比焊缝区脆性相的影响要小得多。若脆性相直径较大,少量的塑性变形会使其断裂或与基体分开,而形成微孔,产生裂纹,这样会降低断裂韧性^[4]。脆性相愈大,降低愈多。

图11(图版6)为该电子扫描断口形貌,其韧窝大小不一,分布不均,为混合断口。

4. 退火区(包括过时效区)断裂韧性

此区温度在固溶线以下(350~370℃),相当于把原淬火、时效的母材进行退火,使原强化的组织完全或部分消失,而呈软化状态。强度、硬度显著降低。在此温度下延续时间愈长,则退火愈充分,强度、硬度下降愈严重。例如,图1中4号试样显微硬度在此区为最低。

LD10CS 铝合金强化,以介稳定状态存在,组织形态介于单相固溶体与少量多相组织之间,但退火后则变成稳定的多相组织。焊接规范不同,此区退火软化程度各异。当第二相体积分数一定时,热输入量愈大,析出的第二相的直径愈大,脆性相的平均间距愈宽,断裂韧性则得到了改善^[4]。宏观断口为45°韧性斜断口(图7D)(图版4)。电子扫描断口形貌(图12)(图版6)是韧窝大,且深,撕裂岭宽。这是韧性断口的特征。这样该区 K_{IE} 值比上述各区都高。

但时效沉淀相对合金断裂韧性有很大影响。一般以获得均匀共格或半共格沉淀相为宜,而粗大的非共格沉淀相对断裂韧性十分不利^[7]。该区被退火软化,形成非共格沉淀相,所以 K_{IE} 值虽比上述各区高,但仍低于母材。

五、结 论

1. 试验表明,LD10CS 焊接接头退火区强度、硬度较低,当热输入量过大时,可低于焊缝。半熔化区虽有低熔共晶体熔化、冷凝,但因固溶较充分,仍有较高的硬度。

2. 接头各区 K_{IE} 值都低于母材。半熔化区有过烧现象,热裂倾向大,其 K_{IE} 值最低。当热输入量小时, K_{IE} 值接近或高于焊缝区。从不均匀固溶区到退火区 K_{IE} 值逐渐升高,最后接近母材。焊缝与半熔化区不仅 K_{IE} 值低,且容易产生焊接缺陷,是接头断裂最敏感区。

3. 热输入量大, K_{IE} 值下降严重。采用高能量、热量集中的焊接方法为宜。如本试验中采用的直流钨极氩弧焊,熔池深,熔化面积小,热影响区窄,对提高 K_{IE} 值有利。

4. 焊接方法与材料一定,选择大规范为宜,焊接次数愈少愈有利于改善焊接接头的断裂韧性。

(1983年2月19日收到)

参 考 文 献

- (1) №6 of a Series on Quality Control in Aluminum Welding, Welding Journal, 55 (1976), №2, P118.
- (2) 北京钢铁学院, 断裂, 试刊号, (1976), P109.
- (3) 北京钢铁学院, 断裂, (1978), №1, P33.
- (4) 肖纪美, 金属的韧性与韧化, 上海科学出版社, (1980), P254, P462.
- (5) 哈尔滨焊接研究所, 焊接裂缝金相分析图谱, 黑龙江科学技术出版社, (1981), P27.
- (6) Bhandarkar M. D. et al., Fractography in Failure Analysis, (1978), P176.
- (7) 有色金属及其热处理编写组, 有色金属及其热处理, 国防工业出版社, (1981), P127.

FRACTURE TOUGHNESS OF THE WELD JOINT AND THE
MICROSTRUCTURE ANALYSES OF LD-10cs ALUMINIUM ALLOY

Wang Dafang, Hao Zhibiao

(University of Defense Science and Technology)

Abstract

The fracture toughness of the weld joints of aluminium alloy in the argon and helium arc welding was Investigated by means of surface crack testing. It is known from the testing, that the fracture toughness of weld metal and the overheating zone are the lowest and fracture toughness of HAZ decrease in a different extent, according to the welding parameter i.e. the heat input. By means of metallography and fractography analysis, the cast structural characteristic of the weld metal without deformation processing leads to get nothing in the heat treated strengthening effect as in the deformed Al-alloy. The fusion and solidification of the eutectic in the weld overheating zone during the heating cycle is concerned along the grain boundary. It is the critical effect for the decrease of the fracture toughness to a lowest value in this overheating zone. And the annealing effect induced to the HAZ in a different degree, depend upon the actuating time-temperature in welding.