

高速列车用 6061 和 7N01 铝合金 焊接接头断裂韧性分析

吴 影¹, 陈 辉¹, 苟国庆¹, 于金朋^{2,3}, 车小莉¹, 王志海³

(1. 西南交通大学 四川省先进焊接及表面工程技术研究中心, 成都 610031;

2. 西南交通大学 牵引动力国家重点实验室, 成都 610031;

3. 唐山轨道客车有限责任公司 产品技术研发中心, 唐山 063035)

摘 要: 按照国家标准 GB/T 21143—2007《金属材料准静态断裂韧度的统一试验方法》求得高速列车用 6061 和 7N01 铝合金焊接接头中焊缝、热影响区和母材 3 个区域的 CTOD 值 δ_c 和 J 积分值 J_c 。借助于数理统计的方法对焊接接头的断裂韧性进行了分析, 并结合金相组织和断口形貌分析了它们之间关系。结果表明, 对数正态分布对小样本断裂韧性数据拟合程度最好; 6061 和 7N01 铝合金焊接接头中各区域 δ_c 值和 J_c 值热影响区最大, 焊缝次之, 母材最小; 6061 和 7N01 铝合金焊接接头比较, 7N01 铝合金焊接接头中母材和焊缝的 δ_c 值和 J_c 值都优于 6061 铝合金焊接接头的相同区域; 热影响区的 δ_c 值 6061 铝合金优于 7N01 铝合金; 而热影响区的 J_c 值 7N01 铝合金优于 6061 铝合金。

关键词: 6061 铝合金; 7N01 铝合金; 断裂韧性; 对数正态分布

中图分类号: TG 407 文献标识码: A 文章编号: 0253-360X(2014)09-0077-05

0 序 言

高速列车的安全性是当今铁道运输现代化的中心议题, 因此高速列车车体所用铝合金材料的力学性能备受关注。6061 与 7N01 铝合金因具有良好的挤压性、焊接性和较高的抗拉强度^[1, 2], 被广泛用于高速列车的重要承力结构。

高速列车车体的制造过程普遍采用焊接工艺。由于焊接接头中焊缝、热影响区和母材的组织与力学性能存在较大的差异, 且铝合金焊接有较大的热裂纹倾向, 容易产生气孔、夹杂和软化等缺陷, 使铝合金焊接接头成为整个结构中最薄弱的环节。断裂韧性作为材料抵抗裂纹失稳扩展能力的力学性能, 对于评价焊接接头发生开裂失效有重要的意义。

文中的主要工作是通过对 6061 和 7N01 铝合金焊接接头裂纹尖端张开位移 (crack tip opening displacement, CTOD) 值 δ_c 和 J 积分值 J_c 的统计分布规律进行比较, 并结合金相和断口分析, 对两种铝合金焊接接头的断裂韧性进行了研究。

1 试验方法

试验材料为 6061 和 7N01 铝合金, 板厚均为 12 mm, 采用 PHOENIX 系列 421 EXPERT force Arc MIG 焊机进行焊接。6061 采用 Y 形坡口, 7N01 采用 X 形坡口。6061 和 7N01 铝合金以及 ER5356 焊丝的化学成分见表 1, 力学性能见表 2, 焊接工艺参数见表 3。

表 1 化学成分(质量分数, %)
Table 1 Chemical compositions

	Si	Mg	Cu	Mn	Cr	Zn	Al
6061	0.40~0.80	0.40~0.60	0.15~0.40	<0.15	0.04~0.35	<0.25	余量
7N01	<0.30	1.00~2.00	<0.20	0.20~0.70	<0.30	4.00~5.00	余量
ER5356	<0.25	4.50~5.50	<0.10	0.05~0.20	0.05~0.20	<0.10	余量

收稿日期: 2013-03-22

基金项目: 国家科技支撑计划资助项目(2009BAG12A04-D02)

试验根据国家标准 GB/T 21143—2007《金属材料准静态断裂韧度的统一试验方法》, 采用三点弯

表2 力学性能
Table 2 Mechanical properties

	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 R_{eL} /MPa	断后伸长率 A (%)	泊松比 ν	弹性模量 E /GPa
6061	340	173	>8	0.33	68.9
7N01	453	328	>10	0.33	71.7

表3 焊接工艺参数
Table 3 Welding parameters

焊道	电弧电压	焊接电流	焊接速度	热输入	焊丝直径	
	U /V	I /A	v /(cm·min ⁻¹)	Q /(kJ·cm ⁻¹)	d /mm	
6061	1	17	215	34.58	6.34	1.6
	2	20	205	32.71	7.52	1.6
7N01	1	20	205	34.58	7.11	1.6
	2	20	210	32.71	7.70	1.6

曲试样分别求出两种铝合金焊接接头焊缝、热影响区和母材的 δ_c 和 J_c 。试样取向均为 $y-x$ 方向 (x 表示主变形即最大晶粒流动的方向; z 表示最小变形的方向; y 表示垂直于 $x-z$ 平面的方向), 尺寸为 120 mm × 24 mm × 12 mm。缺口 10 mm 缺口位置如图 1 虚线所示, 其中焊缝的缺口开在焊缝正中间, 热影响区缺口开在距离焊趾往外 2 mm 处, 母材区的缺口开在距离焊缝 120 mm 处; 并在 YK-1 型音叉式疲劳开缝机上预制疲劳裂纹。然后在 WD-E 万能试验机

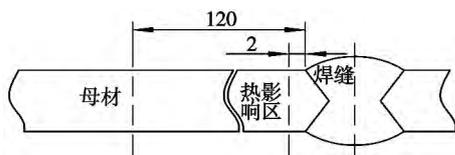


图1 焊接接头各区域开缺口位置示意图(mm)
Fig. 1 Schematic of notches position in welded joints

表4 6061和7N01焊接接头各区域 δ_c
Table 4 δ_c of 6061 and 7N01 aluminum ally welded joints

区域	CTOD 值 δ_c /mm								
	试件 1	试件 2	试件 3	试件 4	试件 5	试件 6	试件 7	试件 8	
6061	母材	0.046 5	0.046 3	0.039 4	0.058 3	0.076 1	0.077 2		
	热影响区	0.295 3	0.152 2	0.138 5	0.335 6	0.345 2	0.298 9	0.306 1	0.286 1
	焊缝	0.137 2	0.105 6	0.087 9	0.167 2	0.279 5	0.213 1		
7N01	母材	0.109 0	0.103 1	0.099 5	0.101 1	0.097 9	0.094 1	0.108 3	
	热影响区	0.217 4	0.202 5	0.146 6	0.138 0	0.196 1	0.164 9	0.185 0	
	焊缝	0.171 9	0.159 7	0.151 4	0.185 2	0.175 5	0.156 5	0.123 0	

正态分布概率密度函数为

$$f(x) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \exp\left[-\frac{(x-\mu)^2}{2\sigma^2}\right] \quad (3)$$

式中: σ 为标准差; μ 为均值。

威布尔分布概率密度函数为

$$g(x) = \frac{\beta}{\theta - \delta} \left(\frac{x - \delta}{\theta - \delta}\right)^{\beta-1} \exp\left[-\left(\frac{x - \delta}{\theta - \delta}\right)^\beta\right] \quad (4)$$

式中: β 为威布尔斜率; θ 为特征值; δ 为 x 变量的最

上进行三点弯曲加载, 试样跨距为 96 mm, 测量载荷与裂纹张开位移曲线以及载荷与施力点位移关系曲线。测量试样断口裂纹长度 a_0 。同时采用蔡司 A1m 显微镜观察接头各区域的金相组织, 采用 JSM-6490LV 扫描电镜观察断口形貌。再由式(1)和式(2)计算 δ_c 和 J_c , 即

$$\delta_c = \delta_e + \delta_p$$

$$= \left[\left(\frac{S}{W} \right) \frac{FA}{BW^{0.5}} \right]^2 \left[\frac{(1-\nu^2)}{2R_{eL}E} \right] + \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.6a_0 + 0.4W + Z} \quad (1)$$

$$J_c = J_e + J_p = \left[\frac{FSA}{BW^{1.5}} \right]^2 \left[\frac{(1-\nu^2)}{E} \right] + \frac{2U_p}{B(W-a_0)} \quad (2)$$

式中: δ_e 和 δ_p 分别为 CTOD 值的弹性和塑性分量; J_e 和 J_p 分别为 J 积分值的弹性和塑性分量; S 为跨距; B 为试样厚度; W 为试样高度; F 为载荷; a_0 为裂纹长度; E 为弹性模量; ν 为泊松比; R_{eL} 为材料的屈服强度; Z 为刀口厚度; V_p 为裂纹张开位移塑性分量; U_p 为力和施力点位移曲线下面积的塑性分量; A 为应力强度因子系数。

2 试验结果与分析

2.1 断裂韧性试验结果分析

6061 和 7N01 铝合金焊接接头焊缝、热影响区和母材的 δ_c 和 J_c 值见表 4 和表 5。可见 δ_c 和 J_c 离散性较大, 造成该现象主要是由于两方面原因, 内部分散性, 如微观组织和缺陷等, 以及外部分散性, 如加工方式和试验条件等。而且焊接接头组织不均匀且常存在缺陷, 因此焊缝、热影响区和母材之间的力学性能有更大的离散性^[3]。这里引入统计理论, 研究 δ_c 和 J_c 的概率分布特征, 采用正态分布、威布尔分布和对数正态分布对 δ_c 和 J_c 值进行拟合^[4]。

表5 6061 和 7N01 焊接接头各区域 J_c
Table 5 J_c of 6061 and 7N01 aluminum alloy welded joints

区域	J 积分值 $J_c / (\text{kJ} \cdot \text{m}^{-2})$								
	试件 1	试件 2	试件 3	试件 4	试件 5	试件 6	试件 7	试件 8	
6061	母材	14.881 4	16.374 7	13.181 0	20.068 8	25.181 6	26.994 9		
	热影响区	92.797 5	45.296 3	44.328 4	42.071 8	95.507 5	84.733 9	87.733 7	84.716 5
	焊缝	37.269 2	35.269 1	24.521 9	44.050 4	63.887 4	62.380 9		
7N01	母材	54.485 0	52.378 2	52.882 1	49.045 1	52.478 4	49.354 5	52.614 6	
	热影响区	83.412 3	78.964 7	65.257 8	62.244 9	77.137 7	66.222 1	77.943 6	
	焊缝	61.885 5	50.550 1	57.699 4	56.072 5	55.604 0	48.836 0	49.155 6	

小值, 当 $\delta = 0$ 时, 则为双参数威布尔分布.

对数正态分布概率密度函数为

$$h(x) = \frac{1}{x \zeta \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{(\ln x - \lambda)^2}{2\zeta^2}\right] \quad (5)$$

式中: λ 为 $\ln x$ 的均值; ζ 为 $\ln x$ 的标准差.

借助于 Matlab 对表 4 和表 5 的数据进行拟合, 用区间估计法求各概率密度函数的参数值, 显著性

水平为 5%. 然后用 K-S 检验法验证参数估计的合理性^[5], 当检验值小于拒绝临界值 D_n 时接受估计结果, 反之拒绝. 当显著性水平为 5%, 样本容量 n 为 6 时, K-S 检验的 D_n 为 0.519 3; n 为 7 时, D_n 为 0.484 3; n 为 8 时, D_n 为 0.454 3. 拟合后 6061 和 7N01 铝合金的 δ_c 和 J_c 参数估计值以及假设检验的结果见表 6 和表 7.

表6 δ_c 的三种分布的参数估计及检验结果

Table 6 Parameter estimation and test results of 3 kinds of probability distribution for δ_c

区域	正态分布				威布尔分布				对数正态分布				
	均值 μ	标准差 σ	检验值	检验结果	斜率 β	特征值 θ	检验值	检验结果	均值 λ	标准差 ζ	检验值	检验结果	
6061	母材	0.057 3	0.016 2	0.515 7	接受	4.303 9	0.063 1	1	拒绝	-2.892 4	0.280 2	0.234 9	接受
	焊缝	0.165 1	0.071 7	0.535 0	拒绝	2.738 7	0.186 3	0.994 3	拒绝	-1.879 2	0.433 0	0.136 2	接受
	热影响区	0.269 7	0.078 4	0.555 1	拒绝	4.821 1	0.296 4	0.998 2	拒绝	-1.359 7	0.358 4	0.368 7	接受
7N01	母材	0.101 9	0.005 4	0.537 5	拒绝	22.319 9	0.104 3	1	拒绝	-2.285 4	0.053 1	0.166 3	接受
	焊缝	0.160 5	0.020 3	0.548 9	拒绝	10.897 9	0.168 4	1	拒绝	-1.837 1	0.133 9	0.209 5	接受
	热影响区	0.178 7	0.029 7	0.554 9	拒绝	7.730 3	0.190 4	1	拒绝	-1.734 5	0.170 7	0.180 1	接受

表7 J_c 的三种分布的参数估计及检验结果

Table 7 Parameter estimation and test results of 3 kinds of probability distribution for J_c

区域	正态分布				威布尔分布				对数正态分布				
	均值 μ	标准差 σ	检验值	检验结果	斜率 β	特征值 θ	检验值	检验结果	均值 λ	标准差 ζ	检验值	检验结果	
6061	母材	19.447 1	5.653 1	1	拒绝	4.184 2	21.450 4	1	拒绝	2.932 6	0.290 0	0.181 5	接受
	焊缝	44.563 2	15.699 6	1	拒绝	3.471 0	49.718 4	1	拒绝	3.742 7	0.365 8	0.190 5	接受
	热影响区	72.148 2	23.697 1	1	拒绝	3.992 0	80.179 6	1	拒绝	4.223 4	0.368 8	0.232 9	接受
7N01	母材	51.891 1	1.972 7	1	拒绝	35.081 9	52.729 9	1	拒绝	3.948 5	0.038 4	0.316 9	接受
	焊缝	50.151 1	5.605 2	1	拒绝	11.797 1	52.447 1	1	拒绝	3.909 5	0.114 5	0.256 8	接受
	热影响区	73.026 2	8.237 1	1	拒绝	11.529 9	76.438 9	1	拒绝	4.285 3	0.114 4	0.272 3	接受

由表 6 和表 7 可见, 正态分布和威布尔分布拟合的结果大部分被 K-S 检验所拒绝, 只有对数正态分布的拟合结果全部被检验所接受. 因此认为在试验条件下, 样本数量较少时, 对数正态分布对断裂韧性 δ_c 和 J_c 有较可靠的估计结果.

根据对数正态分布的参数估计结果, 6061 和 7N01 铝合金焊接接头各区域 δ_c 和 J_c 的对数正态分布概率密度函数曲线如图 2 所示, 可见: (1) 6061 和

7N01 焊接接头中热影响区 δ_c 和 J_c 最大, 焊缝区次之, 母材区最小; δ_c 和 J_c 的离散程度热影响区最大, 焊缝次之, 母材最小. CTOD 与 J 积分对两种铝合金断裂韧性的判断都是一致的, 说明热影响区的抗裂纹扩展能力最强, 母材次之, 焊缝最差. (2) 7N01 铝合金焊接接头各区域的 δ_c 和 J_c 差异相对较小, 且各区域 δ_c 和 J_c 的离散程度也较小, 而 6061 铝合金焊接接头各区域的 δ_c 和 J_c 差异较大, 且各区域 δ_c

和 J_c 的离散程度相对较大. 对于焊缝和母材 7N01 的 δ_c 大于 6061, 而热影响区 6061 的 δ_c 大于 7N01. 对于母材、热影响区和焊缝 7N01 的 J_c 都大于 6061.

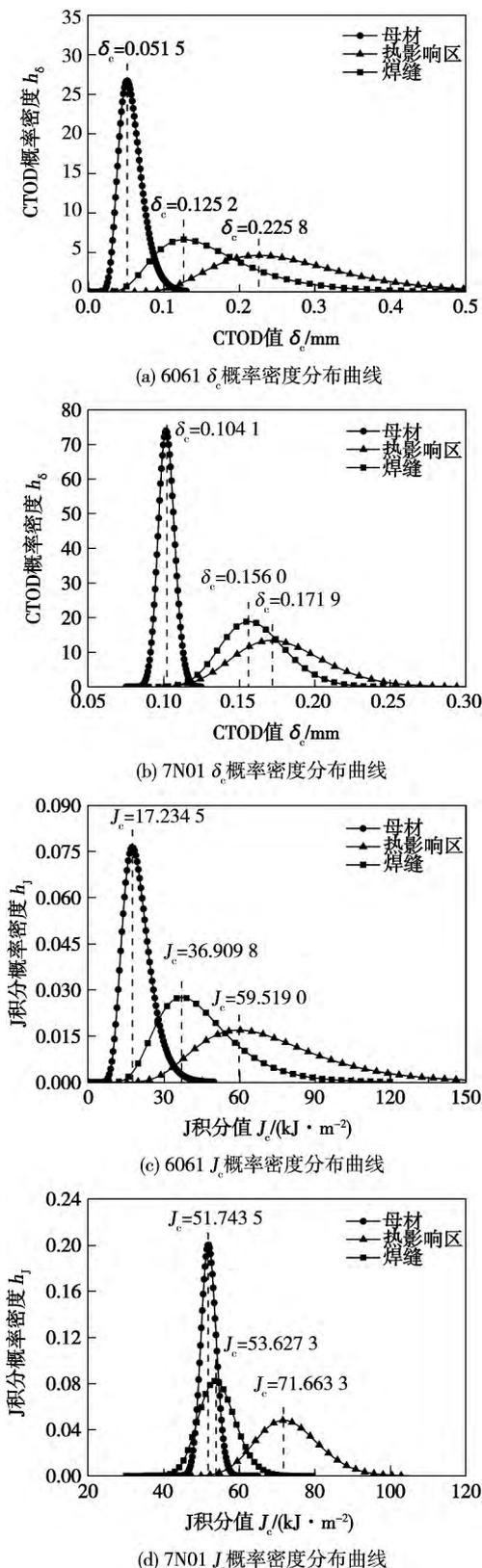


图2 焊接接头各区域断裂韧性概率密度分布曲线
Fig. 2 Probability density curves of fracture toughness of 6061 and 7N01 welded joints

2.2 金相组织与断口分析

2.2.1 母材组织与断口

6061 和 7N01 焊接接头各区域的金相组织和断口形貌分别如图 3 和图 4 所示. 由图 3a 和图 3d 可见 6061 和 7N01 母材晶粒因轧制变形, 且与轧制方向平行. 6061 与 7N01 铝合金母材的晶内和晶界上分布有第二相, EDS 显示 6061 母材中第二相中含有大量的 Si, Mg, Fe 等元素, 7N01 母材中第二相中含有大量的 Zn, Mg, Fe, Cr 等元素, 同为硬脆相. 硬脆的第二相会使母材的韧塑性下降. 图 4a 和图 4d 为两种铝合金母材的断口形貌, 裂纹扩展区为混合型断口, 韧窝内部平坦且大小不均, 断面有光洁的小平面, 断口沿晶分层^[6-7]. 又因为高强铝合金晶界的强度一般低于晶内的强度^[8], 而轧制使晶界拉长, 当裂纹在扩展过程中遇到薄弱的长条型晶界时就会产生一个与主应力成一定角度的切向应力分量, 使裂纹沿晶界扩展, 材料表现出一定的脆性, 韧塑性下降. 母材受到焊接热循环的影响较小, 性能较为均一.

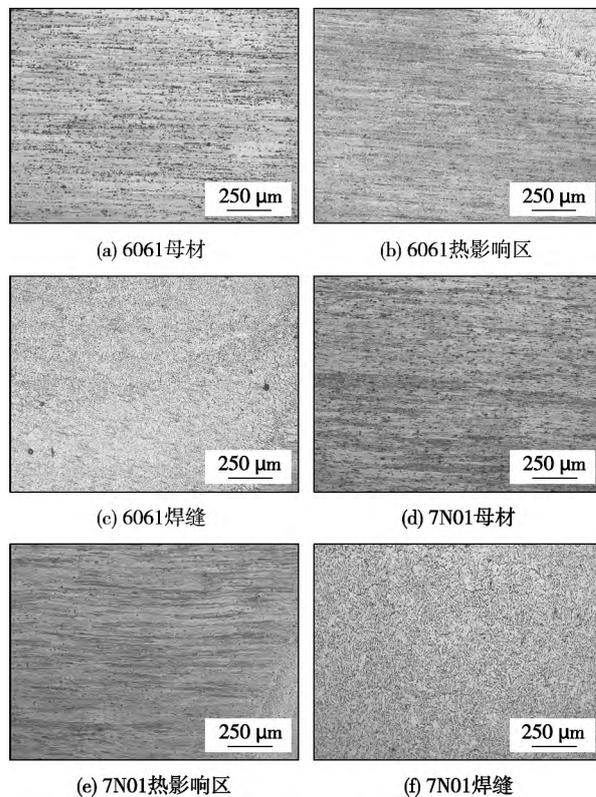


图3 6061 和 7N01 铝合金各区域组织
Fig. 3 Microstructure of 6061 and 7N01 welded joints

2.2.2 热影响区组织与断口

由图 3b 和图 3e 可见, 热影响区晶粒发生再结晶, 晶粒长大, 原来因轧制变形的晶粒部分恢复. 强化相与硬脆相在加热过程中重新融入基体中, 形成

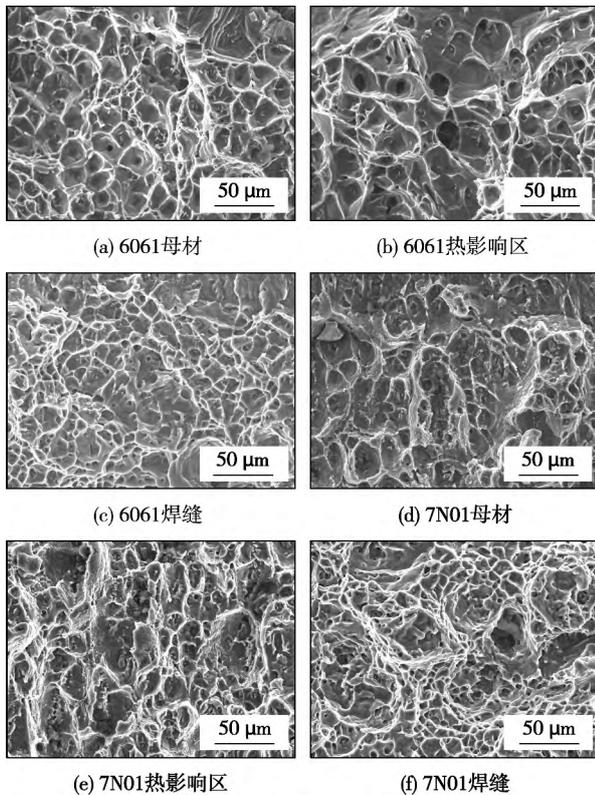


图4 6061和7N01铝合金各区域裂纹扩展区断口SEM形貌
Fig. 4 SEM feature of crack extension zone of 6061 and 7N01 welded joints

α (Al)相,但因焊接加热、冷却快,上述过程进行得并不充分,使热影响区组织及性能变得不均匀.第二相粒子长大,变得分散,在第二相体积分数一定时,脆性相平均间距变宽,断裂韧性得到改善^[9].图4b和图4e为两种铝合金热影响区断口形貌,可见断口上韧窝大且深,撕裂岭宽,沿晶分层现象减弱,有较好的韧性.

2.2.3 焊缝组织与断口

由图3c和图3f可见,焊缝金属靠近熔合线处枝晶比较发达,焊缝中心处为等轴晶,是典型的铸造组织,室温下主要为 α (Al_3Mg_2)相.一方面,接头为多道焊缝,焊缝晶粒得到了一定的细化,晶界面积变大,韧性增强^[10].另一方面,焊缝冷却的过程可视为固溶强化的过程,而焊丝为Al-Mg合金,合金含量较少,强化效果小,且焊缝中存在气孔等缺陷,这些都降低了焊缝的断裂韧性.图4c和图4f为两种铝合金断焊缝断口形貌,断口上分布着细密的韧窝.

由于6061和7N01采用相同焊丝,其断裂韧性取决于焊接工艺.6061采用Y形坡口,第一道焊缝形状系数小,为1.0,焊道窄,柱状晶严重,7N01采用X形坡口上下两道焊缝形状系数大,为1.4,柱状晶现象不严重.因此7N01较6061焊缝断裂韧性好.

3 结 论

(1) 在小样本情况下,断裂韧性指标CTOD值 δ_c 和J积分值 J_c 用对数正态分布进行参数估计效果最好,而正态分布和威布尔分布由于样本量太少,不能给出可靠的参数估计.

(2) 6061和7N01铝合金CTOD和J积分概率密度函数曲线显示,热影响区 δ_c 和 J_c 最大,焊缝次之,母材最小; δ_c 和 J_c 的离散程度热影响区最大,焊缝次之,母材区最差.即热影响区抵抗裂纹扩展能力最好,焊缝次之,母材区最差.

参考文献:

- [1] 刘小超,武传松. 超声震动对6061-T4铝合金搅拌摩擦焊接头组织和性能的影响[J]. 焊接学报,2014,35(1): 49-53.
Liu Xiaochao, Wu Chuansong. Effect of ultrasonic vibration on microstructure and mechanical properties of friction stir welded joint of 6061-T4 aluminum alloy [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2014, 35(1): 49-53.
- [2] 王 苹,刘雪松,王 强,等. A7N01P-T5铝合金断裂韧度的厚度效应[J]. 焊接学报,2013,34(6): 45-48.
Wang Ping, Liu Xuesong, Wang Qiang, et al. Thickness effect on fracture toughness of A7N01P-T5 aluminum alloy [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2013, 34(6): 45-48.
- [3] 周则恭. 概率断裂力学在压力容器中的应用[M]. 北京: 中国石化出版社,1996.
- [4] Chang S J. Probability of fracture and life extension estimate of the high flux isotope reactor vessel [J]. Journal of Pressure Vessel and Technology, 1998, 120(3): 290-296.
- [5] 市田嵩,铃木和幸. 可靠性分布与统计[M]. 郭建英,沙巨大,译. 北京: 机械工业出版社,1988.
- [6] Li H X, Chen C Q. Mechanism of anisotropy in fracture behavior and fracture toughness of high strength aluminum alloy plate [J]. Materials Science and Technology, 1990, 6(9): 850-856.
- [7] Venkateswara R K T, Ritchie R O. Mechanical properties of Al-Li alloys part I fracture toughness and microstructure [J]. Materials Science and Technology, 1989, 5(9): 882-895.
- [8] Chen C Q, Li H X. Macroscopic shear localization and fracture of notched and unnotched Al-Zn-Mg-Cu bars [J]. Materials Science and Technology, 1987, 3(2): 125-129.
- [9] 肖纪美. 金属的韧性与韧化[M]. 上海: 上海科学出版社, 1980.
- [10] 王大方,郝志彪. LD10CS铝合金焊接接头断裂韧性及其微观组织分析[J]. 焊接学报,1984,5(1): 11-16.
Wang Dafang, Hao Zhibiao. Fracture toughness of weld joint and the microstructure analyses LD10CS aluminum alloy [J]. Transactions of the China Welding Institution, 1984, 5(1): 11-16.

作者简介: 吴 影,男,1989年出生,博士研究生. 主要从事铝合金力学性能的研究. Email: wuying939@163.com

通讯作者: 陈 辉,男,博士,教授,博士研究生导师. Email: xn-rpt@163.com

Microstructure and properties of a nickel-base superalloy deposited metal XING Xixue^{1,2}, DI Xinjie¹ (1. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin University, Tianjin 300072, China; 2. Shanghai Xinli Power Equipment Institute, Shanghai 201109, China). pp 73 – 76

Abstract: The microstructure and mechanical properties of a nickel-base superalloy deposited metal were studied by means of thermodynamic calculation, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results indicate that the nickel-base superalloy deposited metal in test was composed of columnar-like NiCr austenitic. There were a few phase, MC carbides and Laves phase in the intergranular of deposited metal. And most of alloying elements in the deposited metal segregated, especially, Mo, Al, Si and Nb were rejected in the intergranular liquid upon solidification, Fe concentrated in grain cores. However, Cr did not apparently segregate. The deposited metal with no cracks, holes and other defects had high strength and good toughness, and its fracture pattern in tensile and impact test was plastic with dimple fracture morphology.

Key words: nickel-base superalloy; deposited metal; thermodynamic calculation; microstructure; mechanical property

Fracture toughness of 6061 and 7N01 aluminum alloy welded joints for high-speed train WU Ying¹, CHEN Hui¹, GOU Guoqing¹, YU Jinpeng^{2,3}, CHE Xiaoli¹, WANG Zhihai³ (1. Research Center of Sichuan Advanced Welding and Surface Engineering, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China; 2. State Key Laboratory of Traction Power, Southwest Jiaotong University, Chengdu 610031, China; 3. Production Research and Development Center, CNR Tangshan Railway Vehicle Co., Ltd., Tangshan 063035, China). pp 77 – 81

Abstract: According to Chinese Standard GB/T 21143—2007 Metallic materials—Unified method of test for determination of quasistatic, the fracture toughness CTOD value δ_c and J integral value J_c in different areas of the welded joints of 6061 and 7N01 aluminum alloys commonly used in high-speed trains were obtained. Using mathematical and statistical methods, the fracture toughness of the welded joints and the relationship between fracture toughness, microstructure and fracture morphology were analyzed. The results show that logarithmic normal distribution was best fitted for fracture toughness data acquired from small samples. Generally, δ_c and J_c in both 6061 and 7N01 aluminum alloy welded joints had the maximum values in the HAZ, followed by in WM and BM. However, δ_c and J_c in BM and WM of 7N01 aluminum alloy welded joint were greater than those of 6061 aluminum alloy welded joint. δ_c in HAZ of 6061 aluminum alloy welded joint was greater than that of 7N01 aluminum alloy welded joint, while J_c in HAZ of 7N01 aluminum alloy welded joint was better than that of 6061 aluminum alloy welded joint.

Key words: 6061 aluminum alloy; 7N01 aluminum alloy; fracture toughness; log-normal distribution

Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of CMT welding-brazing joint between 5052 aluminum alloy and galvanized Q235 steel CUI Dianzhong, LU Sheng,

CUI Qingqing, LIU Bin (Key Laboratory of Advanced Welding Technology of Jiangsu Province, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China). pp 82 – 86

Abstract: CMT welding was carried out to weld-braze lap joint of 5052 aluminum alloy to galvanized Q235 steel using ER4043 filler wire. The effect of heat input on the microstructure and mechanical properties of the joint was investigated. The results show that the weld width, grain size of heat-affected zone (HAZ), hardness and thickness of interfacial layer increased with the increasing of heat input. The lap joints broke initially in the HAZ of aluminum alloy in tensile test due to grain coarsening. The weld zone mainly consisted of dendritic α -Al matrix and intergranular Al-Si eutectic, both of which grew to the weld center perpendicular to interfacial reaction layer and fusion line. The thickness of interfacial reaction layer in the brazed zone was around 2.55–6.86 μm . The interfacial reaction layer on aluminum side was uneven and consisted of FeAl₃ intermetallic compound (IMC), while that on steel side was uneven and mainly composed of Fe₂Al₅ (with lower heat input) or FeAl₂ and FeAl (with higher heat input).

Key words: aluminum/steel; CMT welding-brazing; heat input; intermetallic compound

Effect of tensile dwell on low cycle fatigue cyclic stress response and damage mechanism of 316L austenitic stainless steel welding joint LI Mingna^{1,2}, LIU Feng¹ (1. School of Mechanical Engineering, Liaoning Shihua University, Fushun 113001, China; 2. Lanpec Technologies Limited, Lanzhou 730070, China). pp 87 – 91

Abstract: Continuous and tensile dwell low cycle fatigue tests of 316L austenitic stainless steel base metal and weldment were carried out at 873 K temperature. The dislocation microstructure and crack propagation evolution in the specimens were examined using optical microscope (OM) and transmission electron microscopy (TEM). The effect of tensile dwell on the low cycle fatigue cyclic stress response and damage mechanism of base and weld metal was experimentally investigated. Cyclic hardening was observed in the base metal during both continuous and tensile dwell low cycle fatigue tests. However, continuous cyclic softening was observed during continuous low cycle fatigue in the weldment whereas clear cyclic saturation stage occurred during tensile dwell test. The fatigue life during tensile dwell low cycle fatigue was much shorter than that during continuous low cycle fatigue. Transgranular propagation of crack was the main character during continuous low cycle fatigue for both base metal and weldment. However, the crack propagated intergranularly or in mixed mode during tensile dwell low cycle fatigue test.

Key words: austenitic stainless steel; low cycle fatigue; tensile dwell; cyclic stress response; damage mechanism

Mechanism and suppression of cracking in 5052-O aluminum alloy resistance spot weld WU Song¹, WANG Min¹, KONG Liang¹, Gao Boen², SUN You² (1. Shanghai Key Laboratory of Materials Laser Processing and Modification (Shanghai Jiao Tong University), Shanghai 200240, China; 2. Shanghai Yirui Automobile Technology Co., Ltd., Shanghai 201814,