

7A52 铝合金焊接件应力腐蚀性能评价

SCC Evaluation on Welding Samples of 7A52 Aluminum Alloy

张晓云¹,梅克力²,熊文华²,郭孟秋¹,高 健¹

(1 北京航空材料研究院,北京 100095;

2 重庆长安汽车责任有限公司,重庆 400023)

ZHANG Xiao-yun¹,MEI Ke-li²,XIONG Wen-hua²,GUO Meng-qi¹,GAO Jian¹

(1 Beijing Institute of Aeronautical Materials,Beijing 100095,China;

2 Chongqing Changan Automobile Co.,Ltd.,Chongqing 400023,China)

摘要:应用慢应变速率拉伸应力腐蚀实验方法和恒载荷拉伸应力腐蚀实验方法评价了 7A52 铝合金焊接试样的应力腐蚀(SCC)敏感性,并对断口微观形貌进行了分析。结果表明:使用 5A56 焊丝,采用金属焊条惰性气体焊接(MIG)工艺双面焊制成 7A52 焊接件应力腐蚀敏感性比较低,具有较好的抗应力腐蚀开裂性能;但当使用环境温度较高、施加应力大于 $90\% \sigma_{p0.2}$ 时,也有可能发生应力腐蚀开裂。断口微观分析表明焊接部位普遍存在气孔;高温或高应力下产生 SCC 开裂的断口存在明显的二次裂纹,并且随着应力水平的提高,二次裂纹增大。

关键词:应力腐蚀开裂;焊接;铝合金

doi: 10.3969/j.issn.1001-4381.2013.10.015

中图分类号: TG172.9 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2013)10-0086-07

Abstract: The susceptibility of welding samples of 7A52 aluminum alloy to stress corrosion cracking (SCC) was evaluated using the slow strain rate test (SSRT) and direct tension stress corrosion test. The microstructure was also investigated after the SCC test. The results show low susceptibility to SCC of welding joint by 5A56 welding wire, metal inertia gas (MIG) procedure welded from both side. It is also possible SCC at high level stress and high temperature. The SEM indicated there are pores in welding part. High SCC sensitivity was expressed in high temperature or stress level. Secondary cracking existed on the fracture surface, large size secondary cracking increases obviously with the higher of stress level.

Key words: stress corrosion cracking;welding;aluminum alloy

7A52 铝合金是中强可焊合金结构材料,其熔铸方便、成形性好,经轧制能获得比较理想的板材,具有高的比强度、硬度、热加工性能好、塑性好、焊接性能优良、耐蚀性和韧性好等优点,是航空航天器与地面车辆和装备的主要焊接结构材料。7A52 铝合金是 Al-Zn-Mg-Cu 系合金,属于可热处理强化合金,通过改进固溶处理和时效工艺,可使其性能得到改善。7A52 铝合金的抗剥蚀能力较差^[1,2],通过不同的热处理或元素成分调整可提高其抗应力腐蚀性能,但是以牺牲强度和降低焊接性能为代价。7A52 常用的焊接工艺为金属焊条惰性气体(MIG)焊接,焊接中容易存在气孔和变形,影响使用性能^[3]。因此,提高其抗应力腐蚀性能,必须综合考虑强度、应力腐蚀和焊接性能之间的制约关系^[4,5]。

应力腐蚀的测试实验方法比较常用的有慢应变速率拉伸(Slow Strain Rate Tension, SSRT)实验、恒载荷实验、恒变形或恒位移实验等,广泛应用于研究合金的化学成分、热处理及显微组织、电化学效应、环境介质等对其抗应力腐蚀性能的研究^[6-11]。本工作应用慢应变速率拉伸应力腐蚀实验方法(SSRT)和恒载荷拉伸应力腐蚀实验方法研究了 7A52 铝合金焊接件的抗应力腐蚀性能。

1 实验

1.1 实验材料

焊板以 7A52 铝合金作基材、使用 5A56 焊丝(化

学成分见表 1),采用双丝气体保护焊(MIG)工艺,双面焊制成。焊板经去应力回火处理,探伤检测合格后加工制作试样。慢应变速率应力腐蚀实验用试样形状

和尺寸参见 HB 7235—95^[12],恒载荷拉伸应力腐蚀实验用试样形状和尺寸参见 HB 5254—83^[13],焊缝位于试样工作段的中间部位。

表 1 7A52 合金和 5A56 焊丝的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of 7A52 aluminum alloy and 5A56 welding wire(mass fraction/%)

Alloy	Zn	Mg	Mn	Cr	Ti	Zr	Cu	Fe	Si	Al
7A52	4.0-4.8	2.0-2.8	0.2-0.5	0.15-0.25	0.05-0.18	0.05-0.15	0.05-0.20	≤0.3	≤0.25	Bal
5A56	0.5-1.0	5.6-6.5	0.3-0.4	0.10-0.20	0.10-0.18	0.10-0.18	≤0.1	≤0.2	≤0.35	Bal

1.2 实验方法

1.2.1 慢应变速率应力腐蚀实验

参照 GB/T 15970.7—2000《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀 第 7 部分 慢应变速率实验》^[14]和 HB 7235—95《慢应变速率应力腐蚀实验方法》^[12]进行。

1.2.2 恒载荷拉伸应力腐蚀实验

参照 GB/T 15970.4—2000《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀 第 4 部分 单轴加载拉伸试样的制备和应用》^[15]和 HB 5254—83《变形铝合金拉伸应力腐蚀实验方法》^[13]进行。

2 结果与分析

2.1 焊接试样的力学性能

焊接试样的力学性能见表 2,表 2 中数据为 3 个试样的平均值。与不同热处理状态的板材性能^[2]相比较,焊接件的抗拉强度有所降低。

表 2 焊接试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of welding sample

Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
284	170	7.7

2.2 慢应变速率拉伸(SSRT)应力腐蚀实验

SSRT 实验分别在硅油(25℃)和 3.5%(质量分数,下同)NaCl 溶液(25,35,45,55℃)中进行,应变速率选择 $5\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$ 和 $5\times 10^{-7}\text{ s}^{-1}$ 两种,实验结果见表 3,4,数据为 3~5 个平行试样的平均值,以断裂在焊接部位的试样为有效试样。SSRT 条件下,评定合金应力腐蚀敏感性的指标包括断裂应力 σ 、断裂时间 t 、断裂能 E 以及断口形貌特征的辅助分析等。腐蚀环境中断裂应力越小且断裂时间越短的合金,其应力腐蚀敏感性越大。应力腐蚀敏感性越大的合金,其力学性能,如伸长率 δ 、断面收缩率 Φ 相应的也要降低。根据在环境和惰性介质中断面收缩率的比值 $\Phi_{\text{CS}}/\Phi_{\text{IM}}$ 判定材料的应力腐蚀敏感性,一般认为 $\Phi_{\text{CS}}/\Phi_{\text{IM}}>95\%$ 时

材料没有应力腐蚀敏感性。

表 3 7A52 在不同介质中,应变速率为 $5\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$ 时的伸长率、断面收缩率和断裂强度

Table 3 Mechanical properties of 7A52 in silica oil and 3.5%NaCl at the strain rate $5\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$

Solution	Temperature /℃	Elongation /%	Rate of area reduce/%	Fracture time /min	Tensile strength /MPa
Silica oil	25	13.5	19.9	477	351
	25	11.8	17.4	420	342
3.5%NaCl	35	12.5	19.3	441	340
	45	13.7	19.7	487	336
	55	11.6	19.0	411	319

表 4 7A52 在不同介质中,应变速率为 $5\times 10^{-7}\text{ s}^{-1}$ 时的伸长率、断面收缩率和断裂强度

Table 4 Mechanical properties of 7A52 in silica oil and 3.5%NaCl at the strain rate $5\times 10^{-7}\text{ s}^{-1}$

Solution	Temperature /℃	Elongation /%	Rate of area reduce/%	Fracture time /min	Tensile strength /MPa
Silica oil	25	13.5	20.8	4826	340
	25	13.5	23.7	4788	329
3.5%NaCl	35	10.6	15.6	3753	319
	45	10.4	17.4	3700	307
	55	5.8	9.2	1449	227

从表 3 和表 4 的实验结果可直观地看出,在 3.5%NaCl 溶液中,两种应变速率下,均表现为随着溶液温度的升高,断裂时间缩短,抗拉强度下降。以应变速率 $5\times 10^{-6}\text{ s}^{-1}$ 进行 SSRT 实验时,在不同温度下,伸长率、断面收缩率的变化不明显;但以应变速率 $5\times 10^{-7}\text{ s}^{-1}$ 进行 SSRT 实验时,随着溶液温度的升高,伸长率、断面收缩率呈下降趋势(见图 1)。

将 SSRT 获得的各项力学性能指标加以处理,得到的 I_{SSRT} 综合指数较单项力学性能指数能更好地反映应力腐蚀敏感性, I_{SSRT} 从 0 到 1 表示应力腐蚀敏感性渐增。 I_{SSRT} 计算公式如下^[16]:

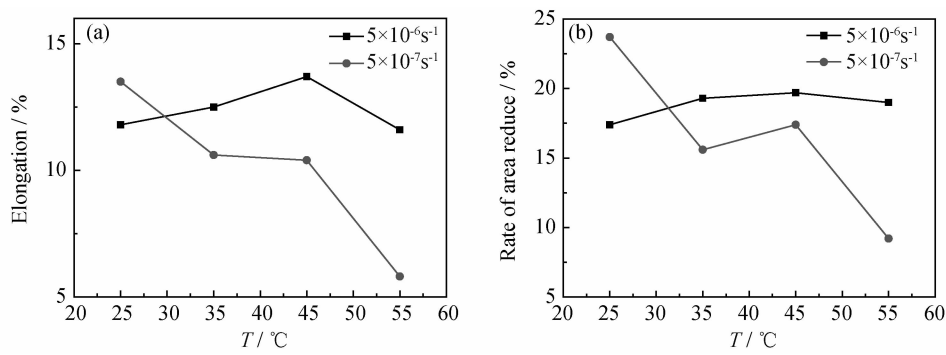


图 1 温度和应变速率对断面伸长率(a)和收缩率(b)的影响
Fig. 1 The effect of temperature and strain rate on elongation (a) and rate of area reduce (b)

$$I_{SSRT} = 1 - \frac{[\sigma_{fw} \times (1 + \delta_{fw})]}{[\sigma_{fA} \times (1 + \delta_{fA})]}$$

式中： σ_{fw} 为在环境介质中的断裂强度，MPa； σ_{fA} 为在惰性介质中的断裂强度，MPa； δ_{fw} 为在环境介质中的断裂伸长率，%； δ_{fA} 为在惰性介质中的断裂伸长率，%。

将 25℃下在硅油和 3.5% NaCl 溶液中的数据进行处理(见表 5)。

表 5 25℃ 时不同应变速率下的 SCC 敏感性比较
Table 5 SCC susceptibility at 25℃ and different strain rates

Strain rate	Solution	Elongation/ %	Rate of area reduce/%	Φ_{CS}/Φ_{IM}	I_{SSRT}
$5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$	Silica oil	13.5	19.9	87.4%	0.02
	3.5% NaCl	11.8	17.4		
$5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$	Silica oil	13.5	20.8	100%	0.03
	3.5% NaCl	13.5	23.7		

如果仅通过 Φ_{CS}/Φ_{IM} 来评价，以应变速率为 $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 进行 SSRT 实验，7A52 焊接试样具有一定的 SCC 敏感性，而以应变速率为 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 进行 SSRT 实验，7A52 焊接试样无 SCC 敏感性。

根据综合指数 I_{SSRT} 来看，两种拉伸速率下的 I_{SSRT} 值均远小于 1，可以认为 7A52 焊接试样 SCC 敏感性很低，具有良好的抗 SCC 能力。

以 Φ_{CS}/Φ_{IM} 指标作为 SCC 敏感性的评价指标，与以综合指数 I_{SSRT} 作为 SCC 敏感性的评价指标，得出的 SCC 敏感性评价结果存在差异。原因是在硅油中进行的 SSRT 实验的数据，应变速率 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 下的分散性比 $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 下的大，因此，以平均值计算 Φ_{CS}/Φ_{IM} 值的数据的误差相对要大些。并且 Φ_{CS}/Φ_{IM} 计算时仅涉及材料的断面收缩率一个性能指标，而 I_{SSRT} 计算时涉及材料的断裂强度和断裂伸长率两个性能指标，因此以 I_{SSRT} 为 SCC 敏感的判据，较之以 Φ_{CS}/Φ_{IM} 为判据更为全面、准确。

从断口微观可以看出，焊接部位普遍存在气孔(图 2(a)和图 2(c))，正常焊接组织呈多孔蜂窝状(图 2(b)和图 2(d))。

对比两种不同拉伸速率下的断口微观可以发现，在 3.5% NaCl 溶液中，应变速率为 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 下的断口呈现出明显的应力腐蚀开裂特征(见图 3)；而应变速率为 $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 下，相似形态的断口仅出现在温度较高(55℃)的情况下(见图 4)。

综合力学性能指标评价结果和微观断口形貌分析，尽管 7A52 焊接件具有较好的抗应力腐蚀能力，但在 7A52 焊接试样的 SSRT 实验中，选择应变速率为 $5 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 进行实验，既能够反映 7A52 焊接试样在不同环境中的应力腐蚀敏感性，又能够在比较短的时间得到可信的实验结果。

为了比较存在微观缺陷和具有表面保护层时对应力腐蚀敏感性的影响，在 35℃，3.5% NaCl 溶液中，以应变速率 $5 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 进行了三组实验(每组 4 个平行试样)，一组人为制造缺陷，即在试样的工作部位(即焊接部位)线切割制造了宽为 0.2mm、长度为 1mm 的缺口；一组为按照实际使用情况对铝合金进行阳极氧化后喷涂防护涂层；一组为焊接后未进行热处理的。实验结果见表 6。

可见，与在同等条件下无缺陷的试样相比较，存在缺陷的情况下伸长率、断面收缩率、断裂时间、抗拉强度都下降，说明焊接部位一旦存在缺陷，其应力腐蚀敏感性将会增大。

与相同条件下无防护的试样实验结果比较，涂层防护没有显示出优势，原因一是 7A52 焊接件本身应力腐蚀敏感性低，二是防护涂层主要起到隔离腐蚀介质的作用，在拉应力的作用下，一旦涂层产生裂纹，涂层破裂的局部与整个试样受保护的其他区域相比形成大阴极小阳极的结构，电偶效应的影响反而促进腐蚀的发展，因此，在构件的防护过程中，严格控制涂

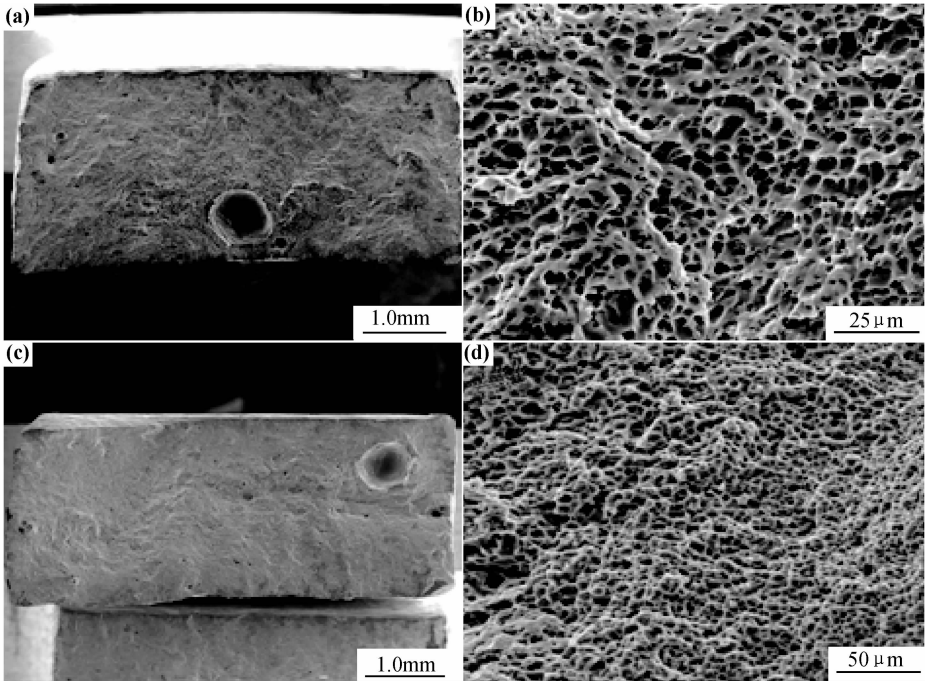


图 2 25℃的硅油中,不同应变速率时试样的断口形貌
(a),(b) $5\times10^{-6}\text{s}^{-1}$; (c),(d) $5\times10^{-7}\text{s}^{-1}$

Fig. 2 Fracture morphology tested in silica oil at 25℃ and different strain rates
(a),(b) $5\times10^{-6}\text{s}^{-1}$; (c),(d) $5\times10^{-7}\text{s}^{-1}$

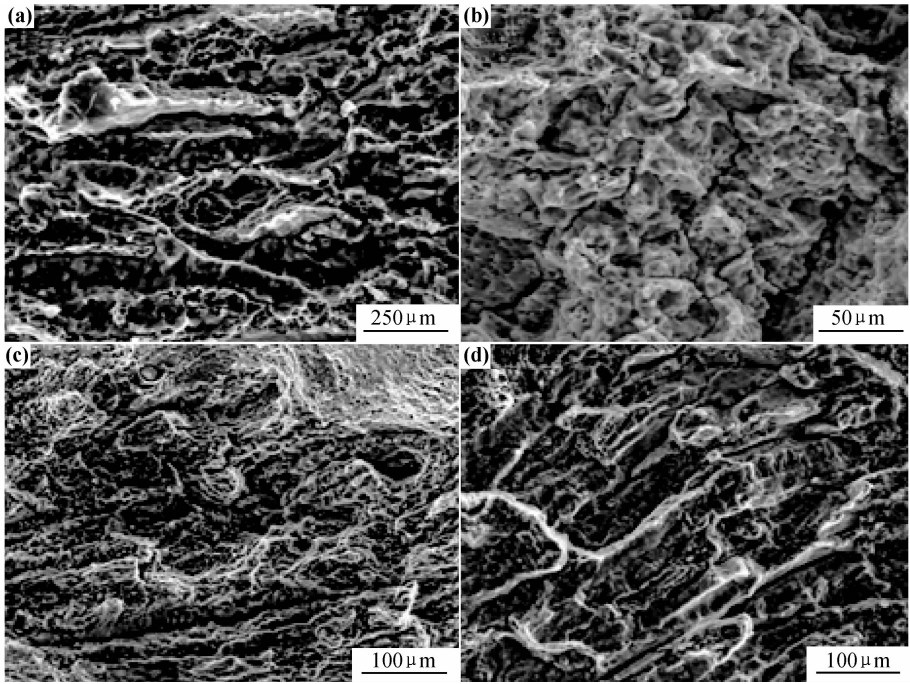


图 3 不同温度的 3.5%NaCl 溶液中,应变速率为 $5\times10^{-7}\text{s}^{-1}$ 下拉伸后的断口形貌
(a)25℃; (b)35℃; (c)45℃; (d)55℃

Fig. 3 Fracture morphology tested in 3.5%NaCl at different temperatures, the strain rate $5\times10^{-7}\text{s}^{-1}$
(a)25℃; (b)35℃; (c)45℃; (d)55℃

层的施工质量、保证涂层的完整性是很重要的腐蚀控制措施。
未热处理的试样与相同实验条件下已进行热处理

的试样的实验结果比较,断面收缩率和抗拉强度基本相同,但伸长率和断裂时间稍高些,说明焊接后即使未进行热处理也不影响焊接接头的抗应力腐蚀性能。这

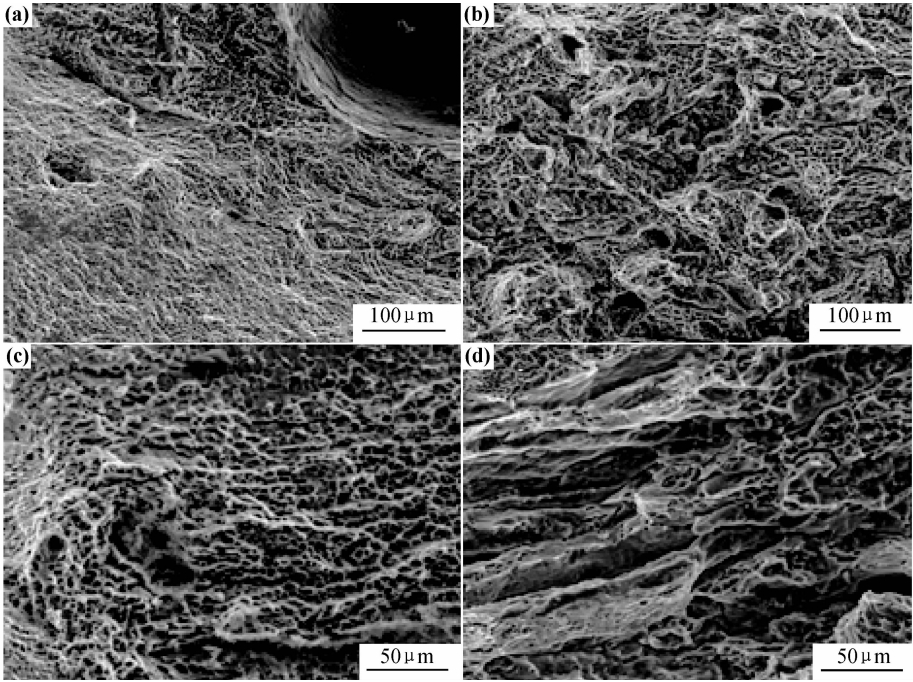


图 4 不同温度的 3.5%NaCl 溶液中,应变速率为 $5\times10^{-6}\text{s}^{-1}$ 下拉伸后的断口形貌
(a)25℃;(b)35℃;(c)45℃;(d)55℃

Fig. 4 Fracture morphology tested in 3.5%NaCl at different temperatures, the strain rate $5\times10^{-6}\text{s}^{-1}$
(a)25℃;(b)35℃;(c)45℃;(d)55℃

表 6 7A52 在不同状态下的伸长率、断面收缩率和断裂强度

Table 6 Mechanical properties of 7A52 at different conditions

Sample	Elongation/ %	Rate of area reduce/%	Fracture time/min	Tensile strength/ MPa
With notch	3.8	8.5	137	60.1
With surface coating	8.1	17.2	288	306
Without heat treatment	18.9	20.2	507	335
Heat treatment	12.5	19.3	441	340

主要是因为,双丝焊焊接速率快,热量来不及扩散,热影响区小,焊缝内部成分较为均匀^[17,18]。

2.3 恒载荷拉伸应力腐蚀实验

恒载荷拉伸应力腐蚀实验在 35℃ 和 55℃ 的 3.5%NaCl+0.5% H₂O₂ 溶液中进行,实验结果见表 7。由表 7 可见,除 55℃ 下施加应力水平 $\geq 90\%\sigma_{p0.2}$ 的试样有断裂外,在应力水平低于 $80\%\sigma_{p0.2}$ 时,即使实验长达 90 天也没有发生断裂。ASTM G47^[19] 中对于 2××× 和 7××× 系列的铝合金在短横向的应力腐蚀敏感性评价时间分别为 10 天和 20 天,在长横向的应力腐蚀敏感性评价时间为 40 天。由此可见,焊接件具有良好的抗应力腐蚀开裂的性能。但是当使用环境温度较高、施加应力大于等于 $90\%\sigma_{p0.2}$ 时,也有可能发生应力腐蚀开裂。

表 7 7A52 恒载荷拉伸 SCC 实验结果

Table 7 The results of direct tensile stress corrosion test for 7A52

Temperature /℃	Applied stress/%	Load/ MPa	F/N*	Time	Note
35	50	85	0/3	90d	No fracture
	60	102	0/3	90d	No fracture
	70	119	0/3	42d	No fracture
	80	136	0/3	42d	No fracture
	90	153	0/3	42d	No fracture
55	50	85	0/3	90d	No fracture
	60	102	0/3	90d	No fracture
	70	119	0/3	90d	No fracture
	80	136	0/3	90d	No fracture
	90	153	2/3	46h,149h	
	95	162	1/2	32.2d	

* F-Number of the fracture sample; N-Number of the total sample

图 5 是在 55℃ 的 3.5%NaCl+0.5% H₂O₂ 溶液中进行拉伸 SCC 实验,发生断裂的试样的断口形貌。可见是典型的 SCC 断口,存在明显的二次裂纹,并且随着应力水平的增加,二次裂纹增大。

将 55℃ 下恒载拉伸 SCC 实验后,但尚未断裂的试样再进抗拉强度测试,结果见图 6,可见不同应力水平下进行恒载拉伸 SCC 实验后的剩余强度差别不大,这也从另一个方面说明了 7A52 焊接件具有良好的抗腐

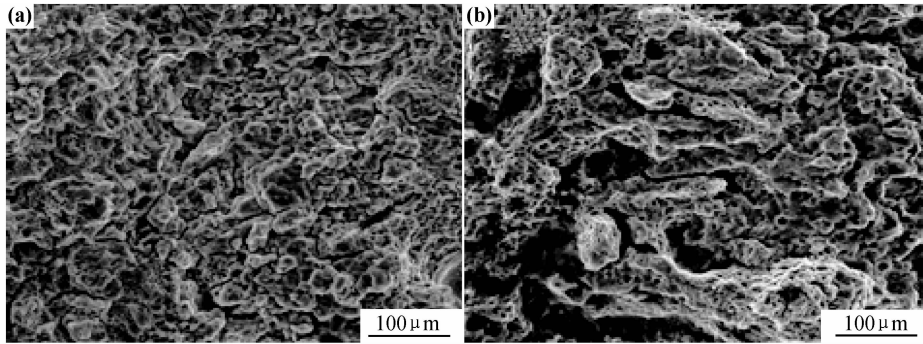


图 5 55℃的 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 溶液中恒载荷拉伸 SCC 后的断口形貌 (a)90% $\sigma_{p0.2}$; (b)95% $\sigma_{p0.2}$
Fig. 5 Microstructure after direct tensile stress test in 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 at 55℃ (a)90% $\sigma_{p0.2}$; (b)95% $\sigma_{p0.2}$

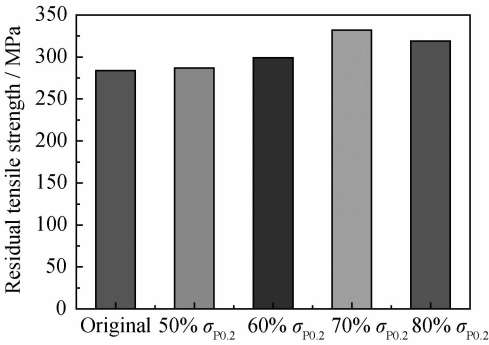


图 6 55℃的 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 中
SCC 实验后的试样的剩余强度

Fig. 6 Residual tensile strength after direct tensile stress test for 90 days in 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 at 55℃

蚀和应力腐蚀的性能。

图 7 是将 35℃ 和 55℃ 下恒载拉伸 SCC 实验后，但尚未断裂的试样再进行拉伸，测试剩余强度后的试样的断口形貌，可见焊接部位普遍存在大小不同的气孔，有的存在裂纹；在气孔附近存在不同程度的微裂纹。

为了比较，每组 5 个试样，不施加载荷分别浸泡在 35℃ 和 55℃ 的 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 溶液中，90 天后取出，并测试其抗拉强度。实验结果见图 8，可见其剩余强度差异不大。图 9 是测试剩余强度后的试样的断口形貌，可见有气孔，但无明显的微裂纹。

综合恒载荷拉伸应力腐蚀实验结果，可以得出

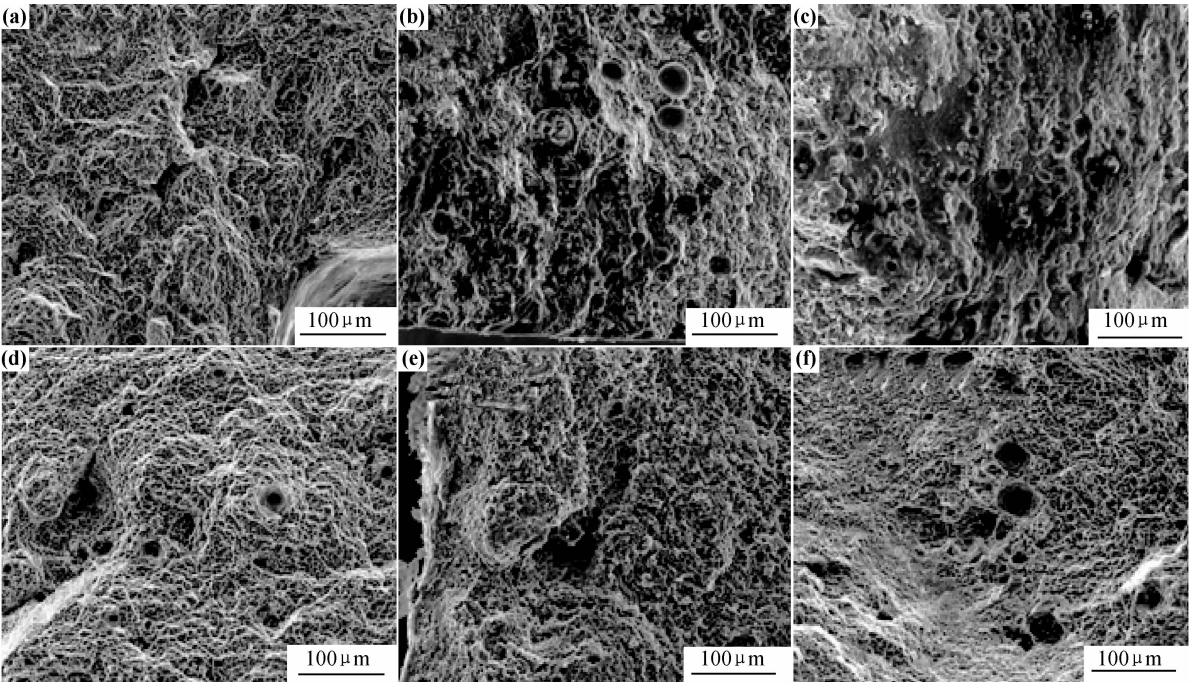


图 7 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 溶液中恒载荷拉伸 SCC 后，剩余强度测试后的断口形貌
(a)35℃, 50% $\sigma_{p0.2}$; (b)55℃, 50% $\sigma_{p0.2}$; (c)35℃, 70% $\sigma_{p0.2}$; (d)55℃, 70% $\sigma_{p0.2}$; (e)35℃, 90% $\sigma_{p0.2}$; (f)55℃, 90% $\sigma_{p0.2}$
Fig. 7 Microstructure after direct tensile stress test in 3.5%NaCl+0.5% H_2O_2 and residual strength measurement
(a)35℃, 50% $\sigma_{p0.2}$; (b)55℃, 50% $\sigma_{p0.2}$; (c)35℃, 70% $\sigma_{p0.2}$; (d)55℃, 70% $\sigma_{p0.2}$; (e)35℃, 90% $\sigma_{p0.2}$; (f)55℃, 90% $\sigma_{p0.2}$

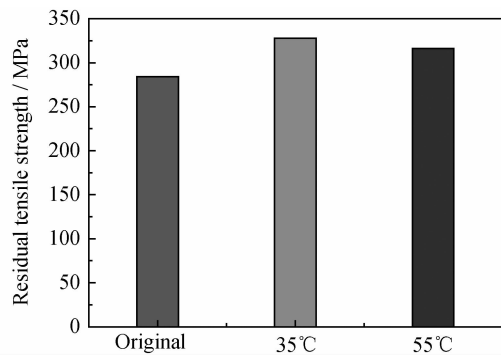


图 8 未加载荷试样浸泡 90d 后的剩余强度

Fig. 8 Residual strength after immersing 90d without loading

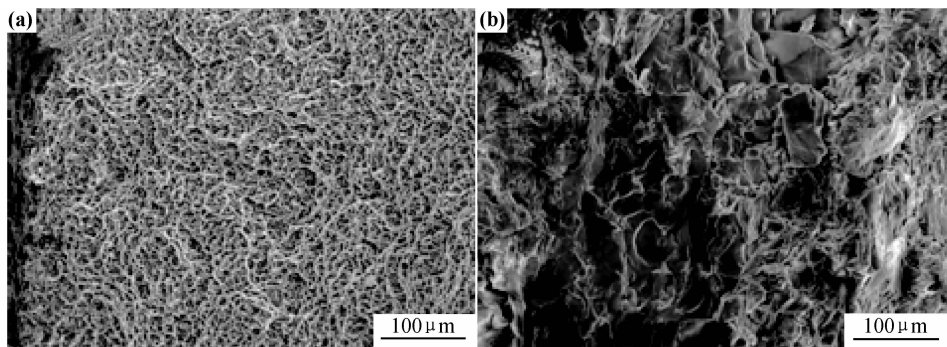


图 9 未加载荷试样浸泡 90d 后剩余强度测试后的形貌 (a)35°C;(b)55°C

Fig. 9 Microstructure after immersing 90 days in 3.5%NaCl without loading (a)35°C;(b)55°C

也有可能发生应力腐蚀开裂。7A52 铝合金焊接件产生应力腐蚀的门槛值在 35°C 下使用时为 153MPa,在 55°C 下使用时为 136MPa。

参考文献

- [1] 张颖,林高用,周英,等. LC52 铝合金抗剥落腐蚀性能研究[J]. 铝加工,2003,(4):50—53.
ZHANG Ying, LIN Gao-yong, ZHOU Ying, et al. Study on exfoliation corrosion resistance property of LC5 aluminum alloy [J]. Aluminum Fabrication, 2003,(4):50—53.
- [2] 林高用,张颖,杨立斌,等. 时效制度对 LC52 铝合金组织与性能的影响[J]. 金属热处理,2004,29(10):32—35.
LIN Gao-yong, ZHANG Ying, YANG Li-bin, et al. Effects of ageing treatment on structure and properties of LC5 aluminum alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2004,29(10):32—35.
- [3] 周鹏展,钟掘,贺地求. 7A52 厚板搅拌摩擦焊组织性能分析[J]. 材料科学与工程学报,2006,24(3):429—435.
ZHOU Peng-zhan, ZHONG Jue, HE Di-qiu. Manufacture and properties in friction-stir welds of LC52 labs [J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2006,24(3):429—435.
- [4] 郑强,陈康华,黄兰萍,等. 高温预析出和固溶温度对 7A52 合金应力腐蚀开裂的影响[J]. 金属热处理,2005,30(7):14—17.
ZHENG Qiang, CHEN Kang-hua, HUANG Lan-pin, et al. Effect of high temperature pre-precipitation and solution temperature on SCC of 7A52 Alloy [J]. Heat Treatment of Metals, 2005,30(7):14—17.
- [5] 闫永贵,马力,曾红杰,等. 7A52 铝合金应力腐蚀性能[J]. 腐蚀科学与防护技术,2009,21(2):119—121.
YAN Yong-gui, MA Li, ZENG Hong-jie, et al. Stress crack corrosion of 7A52 aluminum alloy [J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(2):119—121.
- [6] CIOMPI A, LANCIOTTI A. Susceptibility of 7050-T7451 electron beam welded specimens to stress corrosion[J]. Engineering Fracture Mechanics, 1999, 62(4—5):463—476.
- [7] HYUNJUNG LEE, YOUNGJOO KIM, YOON JEONG, et al. Effects of testing variables on stress corrosion cracking susceptibility of Al 2024-T351 [J]. Corrosion Science, 2012, 55:10—19.
- [8] ONORO J. The stress corrosion cracking behaviour of heat-treated Al-Zn-Mg-Cu alloy in modified salt spray fog testing [J]. Materials and Corrosion, 2010, 61(2):125—129.
- [9] MILJANA POPOVIC, ENDRE ROMHANJL. Stress corrosion cracking susceptibility of Al-Mg alloy sheet with high Mg content [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125—126:275—280.
- [10] 李松,陈康华,刘红卫,等. 高温预析出对 Al-Zn-Mg 系铝合金时效硬化和应力腐蚀的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2003,8(2):168—173.
LI Song, CHEN Kang-hua, LIU Hong-wei, et al. Effect of post-solution high-temperature pre-precipitation on the microstructure and properties of Al-Zn-Mg aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering, Powders Metallurgy, 2003,8(2):168—173.

- [10] 曹慧群,邵科,李耀刚,等. 新型碳纳米管磁性复合材料的制备及磁性能[J]. 硅酸盐学报, 2008, 36(9):1247—1250.
CAO H Q, SHAO K, LI Y G, et al. Synthesis and magnetic properties of novel carbon nanotubes magnetic composites[J]. Journal of the Chinese Ceramic Society, 2008, 36(9): 1247—1250.
- [11] 曹培培,吴华强,李文婷,等. 微波法合成 $\text{Co}_{1-x}\text{Ni}_x/\text{MWCNTs}$ 纳米复合材料及磁性研究[J]. 功能材料, 2011, 42(1):182—184.
CAO P P, WU H Q, LI W T, et al. Microwave synthesis and magnetic properties of $\text{Co}_{1-x}\text{Ni}_x/\text{MWCNTs}$ nanocomposites[J]. Journal of Functional Materials, 2011, 42(1): 182—184.
- [12] AHMED J, RAMANUJACHARY K V, LOFLAND S E, et al. Bimetallic Cu-Ni nanoparticles of varying composition (CuNi_3 , CuNi , Cu_3Ni)[J]. Colloids Surf A: Physicochem Eng Aspects, 2008, 331(3):206—212.
- [13] SOURAV P, SUDIPTO P, SANDIP B, et al. $\text{Cu}_x\text{Ni}_{1-x}$ alloy nanoparticles embedded SiO_2 films: synthesis and structure[J]. J Nanopart Res, 2011, 13(1):321—329.
- [14] 于华荣,成荣明,徐学诚,等. 碳纳米管负载纳米 Fe_2O_3 的研究[J]. 无机化学学报, 2005, 21(11):1649—1654.
YU H R, CHENG R M, XU X C, et al. Nanoferric oxide supported on carbon nanotubes[J]. Chinese Journal of Inorganic Chemistry, 2005, 21(11): 1649—1654.
- [15] 王伟,陈小华,熊伊娜,等. 碳纳米管铜基复合颗粒的制备[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6):1429—1434.
WANG W, CHEN X H, XIONG Y N, et al. Preparation of carbon nanotube embedded in copper composites particles[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1429—1434.
- [16] 金亚旭,刘宗健,陈卫祥,等. 纳米碳管负载金属镍催化叶绿素加氢反应[J]. 物理化学学报, 2002, 18(5):459—462.

- JIN Y X, LIU Z J, CHEN W X, et al. Hydrogenation of chlorophyll over carbon nanotubes-supported nickel catalyst at normal temperature and pressure[J]. Acta Physico-chimica Sinica, 2002, 18(5): 459—462.
- [17] WU H Q, WANG Q Y, YAO Y Z, et al. Microwave-assisted synthesis and photocatalytic properties of carbon nanotube/zinc sulfide heterostructures[J]. J Phys Chem C, 2008, 112(43): 16779—16783.
- [18] CHE W, SAMMYNAIKEN R, HUANG Y. Luminescence enhancement of ZnS:Mn nanoclusters in zeolite[J]. J Appl Phys, 2000, 88(9):5188—5193.
- [19] 罗玉亮,林培豪,杨涛. 添加铜钼镍对 NdFeCoB 合金磁性能的影响[J]. 电子元件与材料, 2010, 29(5):67—70.
LUO Y L, LIN P H, YANG T. Effects of adding Cu, Mo and Ni on the properties of NdFeCoB alloy magnetic powder[J]. Electronic Components and Materials, 2010, 29(5): 67—70.
- [20] 宋学萍,金震,孙兆奇. $\text{Ni}_x\text{Cu}_{1-x}$ 复合团簇镶嵌薄膜的微结构和磁特性[J]. 安徽大学学报, 2004, 28(3):34—39.
SONG X P, JIN Z, SUN Z Q. A study on the microstructure and magnetic properties of nanograin $\text{Ni}_x\text{Cu}_{1-x}$ films[J]. Journal of Anhui University Natural Science Edition, 2004, 28(3):34—39.

基金项目:国家自然科学基金项目(20901003); 安徽省高等学校自然科学研究重点项目(KJ2009A001)

收稿日期:2012-04-12; **修订日期:**2012-09-28

作者简介:冒丽(1988—),女,硕士研究生,主要从事纳米材料的研究,联系地址:安徽省芜湖市安徽师范大学化学与材料科学学院(241000),E-mail: ysmali@163.com

通讯作者:吴华强(1954—),男,教授,主要从事纳米材料及碳基材料的研究,联系地址:安徽省芜湖市安徽师范大学化学与材料科学学院(241000),E-mail: wuhuaq@mail.ahnu.edu.cn

(上接第 92 页)

- [11] 黄兰萍,陈康华,李松,等. 高温预析出对 Al-Zn-Mg 合金板材应力腐蚀断裂的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2006, 35(12): 1943—1948.
HUANG Lan-pin, CHEN Kang-hua, LI Song, et al. Effect of high-temperature pre-precipitation on stress corrosion cracking of Al-Zn-Mg aluminum alloy plate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2006, 35(12): 1943—1948.
- [12] HB 7235—95, 慢应变速率应力腐蚀实验方法[S].
- [13] HB 5254—83, 变形铝合金拉伸应力腐蚀实验方法[S].
- [14] GB/T 15970.7—2000, 金属和合金的腐蚀 应力腐蚀 第 7 部分 慢应变速率实验[S].
- [15] GB/T 15970.4—2000, 金属和合金的腐蚀 应力腐蚀 第 4 部分 单轴加载拉伸试样的制备和应用[S].
- [16] 刘继华,李获,郭宝兰,等. LC4 高强铝合金的慢应变速率拉伸实验[J]. 材料科学与工艺, 2001, 9(1):37—41.
LIU Ji-hua, LI Di, GUO Bao-lan, et al. Slow strain rate tension test of high-strength aluminum alloy of 7075[J]. Material Science and Technology, 2001, 9(1): 37—41.
- [17] 明珠,马新沛,王克鸿,等. 厚板铝合金双丝气体保护焊工艺[J].

焊接, 2004, (10):25—28.

- MING Zhu, MA Xin-pei, WANG Ke-hong, et al. Study on double wire gas shielded arc welding technological of thick aluminum alloy plate[J]. Welding & Joining, 2004, (10):25—28.
- [18] 余进,王克鸿,徐越兰,等. 7A52 铝合金双丝焊接接头组织与性能[J]. 焊接学报, 2005, 26(10):87—89.
YU Jin, WANG Ke-hong, XU Yue-lan, et al. Microstructures and properties of 7A52 aluminum alloy welded joint by twin wire welding [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(10): 87—89.
- [19] ASTM G47, standard test method for determining susceptibility to stress-corrosion cracking of $2\times\times\times$ and $7\times\times\times$ aluminum alloy products[S].

收稿日期:2013-01-29; **修订日期:**2013-07-25

作者简介:张晓云(1967—),女,研究员,主要从事材料腐蚀与防护、环境适应性研究,联系地址:北京市 81 信箱 49 分箱(100095),E-mail: xi-aoyun.zhang67@yahoo.com