文章编号: 1004-0609(2011)12-2995-07

热处理制度对 2056 铝合金微观组织和 抗应力腐蚀性能的影响

葛婧萱,郑子樵,罗先甫

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要:采用光学显微分析、扫描电镜及透射电镜观察、慢应变速率拉伸测试等研究 2056 铝合金在 T6、T851 及 T351 热处理状态下的微观组织和抗应力腐蚀性能。结果表明:2056 合金在 T6 态下,晶内析出相主要为粗大的 S' 相和少量粗大的含锰相,抗拉强度为 445.13 MPa,晶界析出相粗大且呈非连续分布,无沉淀析出带(PFZ)为 0.1~0.2 μm,应力腐蚀敏感性最大;T851 态下,晶内析出相主要为细小弥散的 S'相,合金具有最高的抗拉强度,达到 502.01 MPa,晶界析出相呈离散状分布, PFZ 较窄,约为 0.02 μm,抗应力腐蚀性能优于 T6 态的;T351 时效状态下,晶内观察到大量的位错和位错塞积以及少量 GPB 区,抗拉强度为 469.73 MPa,介于 T6 和 T851 之间,晶界无粗 大平衡相析出,无明显 PFZ,抗应力腐蚀性能最好。

关键词: 2056 铝合金; 热处理; 微观组织; 应力腐蚀开裂敏感性 中图分类号: TG146.2⁺¹; TG113.23⁺¹ 文献标志码: A

Effect of heat treatment on microstructure and resistance to stress corrosion cracking of aluminum alloy 2056

GE Jing-xuan, ZHENG Zi-qiao, LUO Xian-fu

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructure and stress corrosion cracking (SCC) sensitivity of aluminum alloy 2056 were investigated using OM, SEM and TEM observations and slow strain rate tension testing (SSRT) in T6, T851 and T351 conditions. The results show that, in T6 aging condition, the coarsening *S'* phase and small amount of coarsening Mn-containing phase are mainly observed in matrix, the ultimate strength of 2056 alloy is 445.13 MPa. The grain boundary precipitates are coarsely and sparsely distributed, and the precipitate free zone (PFZ) is $0.1-0.2 \mu$ m. In T6 condition, the stress corrosion cracking sensitivity of 2056 alloy is the largest. In T851 condition, the precipitates are high density of *S'* phase in matrix, the ultimate strength of 2056 alloy is 502.01 MPa. The grain boundary precipitates are smaller obviously and discretely distributed, and the PFZ is about 0.02 μ m, the corrosion resistance is higher than that in T6 condition. In T351 aging condition, the dislocation pile-up and small amount of GPB zones are observed in matrix, and there are no precipitates and PFZ in grain boundaries. In T351 condition, the ultimate strength of the 2056 alloy is between those of T6 and T851, reaching 469.73 MPa, and the alloy possesses the best resistance to SCC.

Key words: 2056 aluminum alloy; heat treatment; microstructure; stress corrosion cracking susceptibility

Al-Cu-Mg 系铝合金具有强度高、韧性好、加工性 能良好等特点,广泛应用于航空航天和交通运输等领 域^[1-2]。对于飞机结构用材料,除了要求强度和韧性之 外,还要求有良好的耐腐蚀性^[3-4]。从目前的研究成果 来看,Al-Cu-Mg 系铝合金由于耐腐蚀性能相对较差, 直接影响铝合金结构件的性能,缩短其使用寿命^[5]。 另外,由于应力腐蚀裂纹的萌生和扩展都具有很大的 不确定性和隐蔽性,往往造成严重的事故和灾难^[6-7]。 因此,铝合金的应力腐蚀敏感性一直是国内外研究的 重点^[8]。GUILLAUMIN 和 MANKOWSK^[9]研究了 2024

基金项目: 国家重点基础研究发展规划资助项目(2005CB623705)

收稿日期: 2010-12-14; 修订日期: 2011-03-15

通信作者:郑子樵,教授;电话: 0731-88830270; E-mail: s-maloy@csu.edu.cn

铝合金 T351 态下在含 Cl⁻介质中的局部腐蚀行为,沿 晶界析出的平衡 *S* 相(Al₂CuMg)是各种局部腐蚀发生 的主要原因。陶斌武等^[10]研究了 LY6 铝合金的局部 腐蚀行为,在含 Cl⁻的典型环境中,时效合金中 *S* 相 (Al₂CuMg)、*θ* 相(CuAl₂)及少量的 MnAl₆等第二相的 存在使去除包铝层的 LY6 铝合金对晶间腐蚀、剥蚀和 应力腐蚀断裂都具有敏感性。

2056 铝合金是 2003 年由 Alcan 公司开发注册的 一种耐热、耐损伤可热处理强化的新型铝合金,由于 其良好的综合性能,拟用于空客正在研发的新型民用 客机 A350 机身结构件中^[11]。关于 2056 铝合金,目前 仅有某些工艺条件下基本性能的报道^[12],有关其微观 组织与应力腐蚀性能关系未见公开报道。本文作者研 究热处理制度对 2056 合金微观组织及应力腐蚀性能 的影响,以期对该合金微观组织和性能有更全面的认 识,从而便于该合金在我国的推广应用。

1 实验

实验合金采用高纯铝、锌、镁锭和铝-铜、铝-锰 中间合金按 2056 合金成分配制,电阻炉熔炼,并用溶 剂覆盖、六氯乙烷除气精炼,水冷铜模浇铸。合金成 分分析结果见表 1。铸锭在盐浴炉中经(420 ℃, 8 h)+(490 ℃, 16 h)均匀化处理后铣面,热轧至 5 mm 左 右,中间退火,之后冷轧成 2 mm 厚的板材。板材经 过 499 ℃、40 min 固溶处理,水淬后,一部分试样在 175 ℃时效 23 h(T6),另一部分试样则预变形 5%后在 155 ℃时效 70 h(T851),还有一部分试样在预变形 5% 后自然时效 30 d(T351)。

表1 2056 合金的化学成分

Table 1Chemical composition of alloy 2056 (mass fraction,%)

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Al
3.98	1.16	0.3	< 0.01	0.05	0.7	Bal.

合金经上述热处理后,沿轧制方向加工成标距为 30 mm 的拉伸试样,拉伸试验在 CSS-44100 万能电 子拉伸机上进行,拉伸速率为 2 mm/min。根据 GB/T 15970.7—2000,采用慢应变速率拉伸实验评价其应力 腐蚀开裂敏感性,实验在 WDMI-1 型 10 kN 微机控制 慢应变速率拉伸应力腐蚀试验机上进行,试样工作段标 距为 20 mm、宽为 5 mm,垂直于轧制方向取样,应变 速率为 2×10⁻⁶ s⁻¹,实验分别在空气和 3.5% NaCl+0.5% H₂O₂(质量分数)溶液中进行,试验温度为(35±2)℃。 透射电镜观察在 Tecnai G²20 透射电子显微镜上 进行,并在 Quanta 200 环境扫描电镜上观察断口形貌、 在 Leica DMILM光学显微镜下观察断口侧面腐蚀形貌。

2 实验结果

2.1 常规拉伸性能

表 2 所列为实验合金在 T6、T851 和 T351 热处理 状态下的常规拉伸性能。从表 2 中可以看出,实验合 金在 3 种热处理状态下的 σ_b 和 σ_{0.2} 的由大到小变化趋 势为 T851、T351、T6,伸长率由大到小的变化趋势 为 T351、T6、T851,表明预变形可以提高合金的抗 拉强度和屈服强度,自然时效可以改善合金的塑性。

表 2 2056 合金的常规拉伸性能

Table 2Tensile properties of 2056 alloy

	~ ~		
Temper	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Elongation/%
T6	445.13	337.44	20.42
T851	502.01	420.93	12.81
T351	469.73	382.95	23.36

2.2 慢应变速率拉伸性能

图 1 所示为 T6、T851、T351 热处理状态下 2056 铝合金在空气和 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂ 溶液中的慢应 变速率拉伸(Slow strain rate tension testing, SSRT)曲 线。一般来说,合金拉伸应变越大(塑性平台越宽), 抗应力腐蚀性越好^[13]。从图 1 可以看出,3 种热处理 状态下,2056 铝合金在腐蚀溶液中的拉伸强度和拉伸 应变都明显小于空气中的,其中强度和塑性损失最大 的是 T6 态,T851态的次之,T351态的最小。



图 1 2056 铝合金在空气和 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂溶液中的 SSRT 曲线

Fig.1 SSRT curves of 2056 alloy in air and 3.5%NaCl+ $0.5\%H_2O_2$

表 3 所列为空气和腐蚀介质中实验合金在 T6、 T851 和 T351 热处理状态下的慢应变速率拉伸结果。 根据 GB/T 15970.7—2000,采用强度损失(Strength loss) 来表征合金的应力腐蚀敏感性(*L*)。其式为

 $L = \frac{\sigma_{\rm a} - \sigma_{\rm m}}{\sigma_{\rm a}} \times 100 \%$

式中: σ_a 为合金在空气中抗拉强度; σ_m 为合金在腐蚀 溶液中的抗拉强度。

从表 3 可以看出, 3 种热处理状态下合金在腐蚀 溶液中的抗拉强度都显著降低, 抗拉强度由大到小的 顺序为 T351、T851、T6, 其中 T6 时效态下强度损失 最多, 高达 40.51%; T351 态下损失最少, 为 17%。3 种热处理状态下实验合金在腐蚀溶液中强度损失由大 到小的顺序为 T6、T851、T351,说明经 T351 热处理的 2056 合金具有更好抗应力腐蚀性能。

表3 慢应变速率拉伸结果

Table 3Slow strain tensile results of 2056 alloy

Temper	In air		In s	I /0/2	
	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	Elongation/%	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$ Elongation/%		L/ /0
T6	442.98	19.86	263.53	8.67	40.51
T851	489.53	13.86	337.38	7.16	31.08
T351	452.73	27.65	375.76	12.54	17.00

2.3 慢应变速率拉伸下的断口形貌

图 2 所示为 T6、T851 及 T351 态实验铝合金在 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂溶液中的慢应变拉伸断口扫描电



图 2 T6、T851 和 T351 状态下 2056 铝合金在 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂ 溶液中拉伸断口的 SEM 像 **Fig.2** SEM images showing SSRT fracture surfaces of 2056 alloy in 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂ solution at different tempers: (a), (a') T6; (b), (b') T851; (c), (c') T351

镜照片。T6态时,其主要形貌如图 2(a)所示,断口呈 岩石状沿晶断裂,沿晶界裂纹粗大,晶粒上存在大量 较浅的腐蚀坑; 瞬断区韧窝较少,并且存在大量的白 色撕裂棱,这些韧窝和撕裂棱在断口上呈网状相连(见 图 2(a'))。T851态时,主要形貌如图 2(b)所示,断口 呈沿晶断裂特征;相比T6态,T851态时晶粒的腐蚀 坑更多且较深,沿晶裂纹较小。瞬断区由网状相连的 韧窝和撕裂棱组成(见图 2(b')),但T851态韧窝比T6 态的稍少。T351态时,主要形貌如图 2(c)所示,晶粒 上存在较浅的腐蚀坑;瞬断区呈韧窝型穿晶断裂,韧 窝多而密,有明显白色撕裂棱且韧窝很浅(见图 2(c'))。

图 3 所示为 3 种热处理状态下 2056 铝合金在 3.5%NaCl+0.5%H₂O₂溶液中慢应变速率拉伸时断口侧 面的金相照片。断口侧面形貌是由应力和腐蚀共同作





Fig.3 OM micrographs showing SSRT fracture lateral surfaces of 2056 alloy in 3.5%NaCl+ 0.5%H₂O₂ solution at different tempers: (a) T6; (b) T851; (c) T351

用的结果。T6及T851态下,裂纹一般呈树枝状,沿 晶界向纵深发展。T6态下断口侧面晶间裂纹已扩展至 合金内部,晶粒间的结合已被严重破坏(见图 3(a)); T851态下断口侧面晶间裂纹也已深入内部。T351态 下断口侧面主要呈浅的腐蚀坑,腐蚀特征不太明显(见 图 3(c))。

2.4 透射电镜组织分析

图 4 所示为 T6、T851 态下 2056 铝合金晶内、晶 界析出相的 TEM 像。从图 4(a)和(b)可以看出,在 T6 态下,晶内弥散分布着大量粗大的杆状 S'相,还可以 看到少量粗大含锰相,从衍射花样上也可以明显看到 S'形成的衍射斑;可以观察到沿晶界析出的非连续的 粗大第二相粒子,主要为 S 平衡相^[9],无沉淀析出带 (PFZ)很宽,为0.1~0.2 μm。从图 4(c)和(d)可以看出, T851 状态下,晶内析出细小弥散的 S'相,从衍射花样 上可以明显的看到 S'相形成的衍射斑;观察到沿晶界 析出的呈离散状分布的细小 S 相粒子, PFZ 很窄,约 为 0.02 μm。

图 5 所示为 T351 态下 2056 铝合金晶内、晶界析 出相的 TEM 像。由图 5(a)可看出,T351 自然时效状 态下,晶内观察到大量的位错和位错塞积,从衍射花 样上可以看到由 GPB 区产生的微弱芒线。由图 5(b) 可以看出,晶界干净平直,没有明显的 PFZ。

3 讨论

3.1 热处理状态对微观组织和力学性能的影响

实验铝合金铜镁比约为3.5,位于中铜镁比区。对 于中铜镁比 Al-Cu-Mg 系铝合金,在较高温度下时效 析出相的主要序列为固溶体→GPB $\boxtimes \to \alpha + S' \to$ α+S^[14-15]。由图 4 可以看出, T6 和 T851 态下, 实验 合金晶内的主要析出相为 S', 但是 T851 的 S'相更为 细小,分布更加弥散。另外,T6态下晶内除了 S'相外, 还有少量粗大的含锰相。由图 5 可以观察到, T351 态 下晶内有大量的位错和位错寒积,不能清楚地观察到 GPB 区。T851 态下实验合金具有最高的强度,这是 由于预变形增加了晶内的位错密度,人工时效下促进 S'相的形核析出。T351 态下,预变形使实验合金位错 密度增加,位错的交互作用容易形成位错塞积和不能 滑移的固定位错,所以,在一定程度上提高了实验合 金的强度。由于 T351 态 GPB 区的强化作用不如细密 分布的 S'相,所以,T351 态合金强度低于 T851 态的。 实验铝合金在3种热处理状态下抗拉强度由大到小的



图 4 T6 和 T851 状态下 2056 铝合金晶内和晶界析出相的 TEM 像 Fig.4 TEM images of precipitates in matrix((a), (b)) and grain boundaries((c), (d)) for 2056 alloy at different tempers: (a), (c) T6; (b), (d) T851





Fig.5 TEM images of 2056 alloy in T351: (a) Matrix; (b) Grain boundary

顺序为 T851、T351、T6; 伸长率由大到小的顺序为 T351、T6、T851, 说明经过 T351 热处理的实验合金 其综合性能最佳。

3.2 热处理状态对应力腐蚀性能的影响

应力腐蚀是拉伸应力和腐蚀环境共同作用的结 果。铝合金应力腐蚀开裂是阳极溶解、氢脆和机械损 伤等共同作用的结果, 断裂机理主要以阳极溶解和氢 脆理论为主,前者一般解释 2000 系铝合金的 SCC, 对 7000 系铝合金多用氢脆理论^[16]。有研究指出, Al-Cu-Mg 系合金本质上不产生 SCC, 仅显示沿晶间 腐蚀的特性,但在应力作用下加速了沿晶间腐蚀速度, 应力的作用使腐蚀形式从网状晶间腐蚀转变为明显的 尖锐破裂^[16]。由图 2 断口 SEM 像和图 3 断口侧面 OM 像可以看出,实验铝合金在含 Cl⁻水溶液中的应力腐 蚀开裂是从裂纹尖端开始沿晶界扩展的, T6 态下沿晶 裂纹粗大,晶界破坏严重,晶粒上腐蚀坑较少;T851 态下沿晶裂纹较 T6 态的窄,但也已深入到基体内部, 晶粒上腐蚀坑多而深; 而经 T351 处理的实验合金, 主要形成一些较浅、与拉应力垂直的腐蚀坑,只有极 少量浅的沿晶腐蚀裂纹,晶界破坏度很轻。T6和T851 态下实验合金应力腐蚀呈晶间破裂型腐蚀特征,而 T351 态下晶间腐蚀程度很轻,主要呈现腐蚀坑型腐 蚀。

由图 4 可以看出, T6 和 T851 态下由于平衡相 S 相沿晶界发生不均匀沉淀析出,晶界出现含 Cu 较低 的无沉淀带,该区电位较低,其中S相电位相对更负, 在腐蚀介质和一定拉应力作用下 S 相优先发生阳极溶 解,然后贫 Cu 区无沉淀析出带也可能逐步发生阳极 溶解。由于阳极区面积小,电流密度高,受到强烈腐 蚀, 故成为应力腐蚀断裂扩展的主要通道。随着腐蚀 溶解的深入,第二相偏析的晶界优先形成阳极溶解通 道,由于 PFZ 中的溶质浓度低,强度低,在应力作用 下首先溶解,因此,T6和T851态下实验合金发生了 强烈的应力腐蚀开裂。T851 态下沿晶界析出相比 T6 态少且离散, PFZ 明显比 T6 态的窄, 因此, 经 T851 处理实验合金的应力腐蚀开裂敏感性比 T6 态的小。 由图 5 可以观察到, T351 态下晶界干净平直, 未能观 察到明显的 PFZ, 不能形成阳极溶解腐蚀通道。因此, 经过 T351 处理的实验合金抗应力腐蚀性最强。

4 结论

1) 2056 铝合金在 T6、T851 态下的主要析出相均

为 S'相。但 T6 态下析出相粗大,沿晶界析出呈非连续分布的粗大 S 平衡相, PFZ 很宽,为 0.1~0.2 µm; T851 态下, S'相晶粒细小弥散,沿晶界析出相较少且 呈离散状分布, PFZ 的宽度约为 0.02 µm,明显较窄。 T351 态下,晶内观察到大量的位错和位错塞积以及少 量 GPB 区,晶界干净平直。

2) 2056 铝合金在 3 种热处理状态下的抗拉强度由 高到低的顺序为 T851、T351、T6,其中 T851 态时的 抗拉强度最高,达到 502.01 MPa,T6 和 T351 态时的 抗拉强度分别为 445.13 MPa、469.73 MPa;伸长率由 大到小顺序为 T351、T6、T851,T351 态时的伸长率 最大,达到 23.36%,说明经过 T351 热处理的实验合 金的综合性能最好。

3) 2056 铝合金在 3 种热处理状态下抗应力腐蚀性能的由强到弱的顺序为 T351、T851、T6。T351 状态下具有最低的应力腐蚀开裂敏感性。

REFERNCES

 [1] 钟 掘,何振波.航空航天用铝合金的研究及发展方向[C]// 中国材料研究学会.中国新材料产业发展报告.北京:化学 工业出版社,2006:2-13.
 ZHONG Jue, HE Zhen-bo. Research and development of the

aluminium for aerospace[C]//Chinese Materials Research Society. The New Material of Industry Development Report. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 2–13.

[2] 张新明,何振波,王正安.航空航天用铝合金产业发展状况
 [C]//中国材料研究学会.中国新材料产业发展报告.北京:化
 学工业出版社,2006:116-136.
 ZHANG Xin-min, HE Zhen-bo, WANG Zheng-an.

Recently-developed aluminium solutions for aerospace applications[C]//Chinese Materials Research Society. The New Material of Industry Development Report. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 116–136.

- [3] FLECK P, CALLERO D, MADSEN M, TRINH T, FOYOS J, LEE E W. Retrogression and reaging of 7075 T6 aluminum alloy[J]. Mater Sci Forum, 2000, 331/337: 649–654.
- [4] ROBINSON J S, CUDD R L. Electrical conductivity variations in X2096, 8090, 7010 and an experimental aluminium lithium alloy[J]. Mater Sci Forum, 2000: 331/337: 971–976.
- [5] 刘继华,朱国伟,李 荻,郭宝兰,刘培英. 电极极化对铝合
 金应力腐蚀断裂敏感性的影响[J]. 材料保护,2005,38(3):
 25-27.

LIU Ji-hua, ZHU Guo-wei, LI Di, GUO Bao-lan, LIU Pei-ying. Effect of electrode polarization on stress corrosion cracking of 7075 aluminum alloys[J]. Materials Protection, 2005, 38(3): 25–27.

[6] DAVÓ B, CONDE A, de DAMBORENEA J. Stress corrosion

cracking of B13, a new high strength aluminum lithium alloy[J]. Corrosion Science, 2006, 48(12): 4113–4126.

- [7] CHANG C H, LEE S L, LIN J C, YAN M S, JENG R R. Effect of Ag content and heat treatment on the stress corrosion cracking of Al-4.6Cu-0.3Mg alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2005, 91(2): 454–462.
- [8] 李 海,王芝秀,郑子樵. 时效状态对 7000 系超高强铝合金 微观组织和慢应变速率拉伸性能的影响[J]. 稀有金属材料与 工程,2007,36(9):1634-1638.

LI Hai, WANG Zhi-xiu, ZHENG Zi-qiao. Effects of aging treatment on the microstructures and slow strain tensile properties of 7000 series ultra-high strength aluminum alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(9): 1634–1638.

- [9] GUILLAUMIN V, MANKOWSK G. Localized corrosion of 2024 T351 aluminium alloy in chloride media[J]. Corrosion Science, 1999, 41(3): 421–438.
- [10] 陶斌武,李松梅,刘建华. LY6 铝合金的局部腐蚀行为研究[J]. 材料保护, 2004, 37(11): 15-16, 47.
 TAO Bin-wu, LI Song-hai, LIU Jian-hua. Local corrosion behaviors of LY6 aluminum alloy in Cl⁻ environment[J]. Materials Protection, 2004, 37(11): 15-16, 47.
- [11] WARNER T. Recently-developed aluminium solutions for

aerospace applications[J]. Materials Science Forum, 2006, 519/521: 1271-1278.

- [12] SAE-AMS4298. Aluminum alloy, alclad sheet 3.8Cu-1.0Mg-0.3Mn-0.6Zn (Alclad 2056-T3) solution heat treated and cold worked[S].
- [13] OU B L, YANG J G, WEI M Y. Effect of homogenization and aging treatment on mechanical properties and stress-corrosion cracking of 7050 alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38(8): 1760–1773.
- [14] HUTCHINSON C R, RINGER S P. Precipitation processes in Al-Cu-Mg alloys microalloyed with Si[J]. Physical Metallurgy and Materials Science, 2000, 31(11): 2721–2733.
- [15] WANG S C, STARINK M J. The assessment of GBP2/S structure in Al-Cu-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 38(6): 156–163.
- [16] 赵英涛. 铝合金应力腐蚀开裂假定机理的文献综述[J]. 材料 工程, 1993, 37(9): 1-6.

ZHAO Ying-tao. A literature review on stress corrosion cracking virtual mechanism of aluminum alloy[J]. The Journal of Materials Engineering, 1993, 37(9): 1–6.

(编辑 李艳红)