

文章编号: 1004-0609(2003)04-0934-05

热处理制度对 2519 铝合金板材力学性能和应力腐蚀敏感性的影响^①

陈险峰, 彭大暑, 张 辉, 林启权, 林高用

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 选用 3 种不同的热处理工艺对 2519 铝合金板材进行处理, 采用测定试样在腐蚀前后力学性能的变化即腐蚀的力学性能指标 K_{IC} 和 K_{ISCC} 来评定 2519 铝合金的应力腐蚀敏感性。结果表明: 2519 铝合金板材经先高温后低温的双级时效处理(180 °C, 3 h+ 145 °C, 24 h)后力学性能最好, 抗应力腐蚀性能最差; 而经形变热处理(20 °C, 100 h+ 冷加工 15%+ 145 °C, 21 h)后的力学性能较好, 抗应力腐蚀性能最好; 过时效状态(180 °C, 30 h)下力学性能最差, 抗应力腐蚀性能适中。

关键词: 2519 铝合金; 热处理; 力学性能; 应力腐蚀敏感性

中图分类号: TG 172.9

文献标识码: A

2519 铝合金属于 Al-Cu-Mg 系的高强低密度高性能铝合金, 是常用于航空、船舶工业的结构材料。应力腐蚀断裂是 Al-Cu-Mg 系铝合金使用过程中主要的失效形式之一。该铝合金应力腐蚀断裂形式在一般情况下为沿晶型^[1, 2], 但是当铝合金中含有一定数量的 Cu, Mg, Si 及 Zn 时, 也有可能发生穿晶断裂^[3]。而应力腐蚀断裂形式与材料的热处理组织有密切联系, 因此, 有必要研究热处理工艺对 2519 铝合金板材应力腐蚀性能的影响。

随着热处理工艺和技术的发展, 有可能通过热处理工艺控制铝合金的微观组织结构, 从而获得符合使用要求的铝合金。目前, 关于 Al-Cu-Mg 系铝合金应力腐蚀断裂的机理主要有以下 3 种^[4]: 1) 阳极溶解机理; 2) 氢脆理论; 3) 表面迁移理论。文献[4]指出 Al-Cu-Mg 系铝合金应力腐蚀断裂是经阳极溶解形成的。文献[2]中提到 Gruhl 认为 Al-Cu-Mg 系铝合金发生应力腐蚀断裂的前期会发生晶间腐蚀, 在应力的作用下会导致合金的应力腐蚀断裂。本实验基于这个理论对 2519 铝合金的应力腐蚀敏感性进行研究。

1 实验

1.1 实验材料

实验用 2519 铝合金经熔炼浇铸成 40 mm × 100

mm × 180 mm 的锭坯, 轧前进行 500 °C, 20 h 的均匀化处理。热轧时的开轧温度为 480 °C, 将铸锭轧成 2 mm 厚的板材, 从板材的轧向截取标准拉伸试样。实验用 2519 铝合金的成分分析结果见表 1。

表 1 合金的化学成分分析结果(质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of aluminum alloy used(mass fraction, %)

Cu	Mg	Fe	Mn	Si	Zr	Al
5.89	0.34	0.15	0.11	0.16	0.02	Bal.

1.2 热处理实验

将热轧后的 2519 合金板材先进行固溶处理(530 °C, 0.5 h+ 室温水淬), 然后选择以下 3 种不同的后续热处理工艺: 工艺 1 将固溶处理后的板材进行先高温后低温的双级时效处理(180 °C, 3 h+ 145 °C, 24 h); 工艺 2 将固溶处理后的板材进行形变热处理(20 °C, 100 h+ 冷加工 15%+ 145 °C, 21 h), 探讨形变强化机制对 2519 铝合金的力学性能与抗应力腐蚀性能的影响; 工艺 3 将固溶处理后的板材进行过时效处理(180 °C, 30 h)。文献[4, 5]指出对于 Al-Cu-Mg 系铝合金, 较之峰时效和欠时效状态而言, 过时效状态的抗应力腐蚀性能最好, 所以, 本实验没有测定峰时效和欠时效状态下这种合金的抗应力腐蚀性能。

① 收稿日期: 2002-09-27; 修订日期: 2003-02-20 作者简介: 陈险峰(1976-), 女, 硕士。
通讯联系人: 陈险峰, 电话: 0731-8830266; E-mail: xianfengchen76@hotmail.com

1.3 拉伸实验

将以上 3 种工艺状态下的试样分为两组, 其中一组在 ccs - 4410 型电子万能拉伸试验机上进行力学性能测试, 实验按 GB228 - 87 标准进行, 另外一组试样进行腐蚀处理, 即将试样在 3. 5% NaCl+ 1% H₂O₂ 溶液中室温下浸泡 60 h, 之后与前一组试样在相同的条件下进行拉伸。拉伸温度为室温, 拉伸速度为 1 mm/min。

2 结果和分析

2.1 实验结果

3 种热处理状态下 2519 铝合金在腐蚀前和腐蚀后的力学性能及腐蚀后的力学性能指标见表 2。腐蚀的力学性能指标按以下方法计算^[6]:

1) 腐蚀的强度指标 用拉伸试验机测定金属试样腐蚀前后的强度值, 计算出强度变化率。其计算公式为

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_b^0 - \sigma_b^1}{\sigma_b^0} \times 100\%$$
 (1)

式中 K_{σ} —腐蚀的强度损失率, %; σ_b^0 —腐蚀前金属的强度, MPa; σ_b^1 —腐蚀后金属的强度, MPa。

2) 腐蚀的延伸率指标 用拉伸试验机测定金属试样腐蚀前后的延伸率值, 计算出延伸率的变化率。其计算公式为

$$K_{\delta} = \frac{\delta^0 - \delta^1}{\delta^0} \times 100\%$$
 (2)

式中 K_{δ} —腐蚀的延伸率损失率, %; δ^0 —腐蚀前金属的延伸率, %; δ^1 —腐蚀后金属的延伸率, %。

2.2 断口分析

图 1, 2, 3 分别是工艺 2, 3, 1 轧向试样未经腐蚀预处理的拉伸断口形貌。工艺 1(双级时效处理) 的拉伸断口(见图 3) 可以看到大而深的韧窝, 大韧窝间分布有小韧窝, 属于韧性断口, 小韧窝分布的地方往往是第二相粒子分布的区域^[7], 并且这些小韧窝坑很细, 这说明第二相粒子特别细小。这种韧

窝特征表明, 2519 铝合金经先高温后低温双级时效状态后具有好的塑性($\delta= 20\%$) 和高的抗拉强度($\sigma_b = 460$ MPa) 。工艺 2(形变热处理) 的拉伸断口(见图 1) 也属于韧性断口, 相对工艺 1 而言, 它的韧窝稍浅一些, 同样它也具有大韧窝与小韧窝交叉分布的某些特征。然而与工艺 1 不同的是, 拉伸断口上这些小韧窝坑稍大, 另外还可以看到晶界上有第二相粒子脱落后留下的坑点, 这说明工艺 2 状态下第二相粒子在晶界处分布较多。由此可见, 与工艺 1 相比, 它的塑性($\delta= 11\%$) 与抗拉强度($\sigma_b= 443$ MPa) 要差一些。工艺 3(过时效) 的拉伸断口与前两者相比具有完全不同的特征, 从图 2 可以看到, 除了有一些小而浅的韧窝之外, 有几处可以看到扇形花样, 即具有某些解理特征, 故工艺 3 的拉伸断口属于韧断与脆断混合型断口。另外, 在韧断晶界上也有大的坑点, 由此可以判断, 在过时效状态下, 2519 铝合金的第二相粒子粗大。工艺 3 的拉伸断口表明, 在过时效状态下, 它的塑性($\delta= 7\%$) 和抗拉强度($\sigma_b= 418$ MPa) 比较差。

图 4, 5, 6 分别是工艺 2, 3, 1 轧向试样经腐蚀预处理之后, 从试样边缘扫描的拉伸断口形貌。工艺 2(形变热处理) 经腐蚀处理后试样的拉伸断口见图 4, 可见晶界断裂处有很浅的韧坑, 它是属于延性沿晶断裂断口, 即断裂路径是沿晶界, 断裂方式是延性的, 在断裂过程中沿晶界产生了一定的塑性变形, 断口形貌显示形变热处理状态下, 2519 铝合金的抗应力腐蚀断裂性最好。工艺 3(过时效) 经腐蚀预处理试样的拉伸断口见图 5, 这是典型的脆性沿晶应力腐蚀断裂, 呈“冰糖状”断口, 在断口附近没有塑性变形的迹象, 并且晶界上可以看到微裂纹的存在, 断口特征显示过时效状态比形变热处理状态的抗应力腐蚀断裂性差一些。工艺 1(双级时效) 经腐蚀预处理试样的拉伸断口见图 6, 这是晶界破裂和穿晶破裂混合型应力腐蚀断裂, 断口也呈“冰糖状”, 可以看到晶界有裂纹, 另外还有几个晶粒已被撕裂, 断口特征显示双级时效状态下, 2519 铝合金的抗应力腐蚀断裂性较前两者都差一些。

表 2 2519 铝合金热处理工艺、力学性能及腐蚀的力学性能指标

Table 2 Temper conditions and tensile test results

Group No.	Temper	σ_b^0 /MPa	σ_b^1 /MPa	δ^0 /%	δ^1 /%	K_{σ} /%	K_{δ} /%	Resistance of SCC
1	180 ℃, 3 h+ 145 ℃, 24 h	460	385	20	10	16. 3	50. 0	C
2	20 ℃, 100 h+ working 15% + 145, 24 h	443	429	11	8	3. 16	27. 3	A
3	180 ℃, 30 h	418	373	7	6	10. 8	14. 3	B
Goal		≥430		≥7				

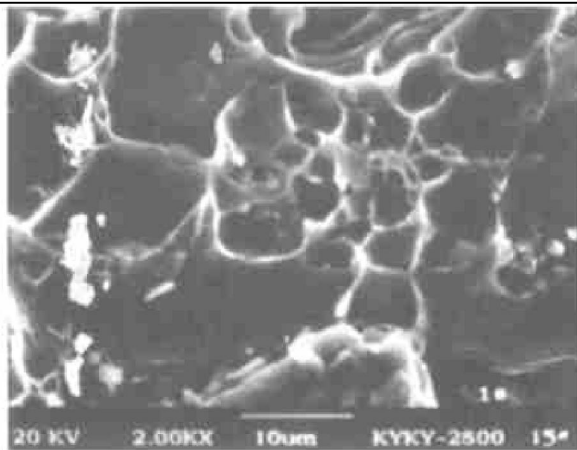


图 1 工艺 2 轧向试样未经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 1 Fractography of Group 2(uncorroded)
($\sigma_b = 443 \text{ MPa}$; $\delta = 11\%$)

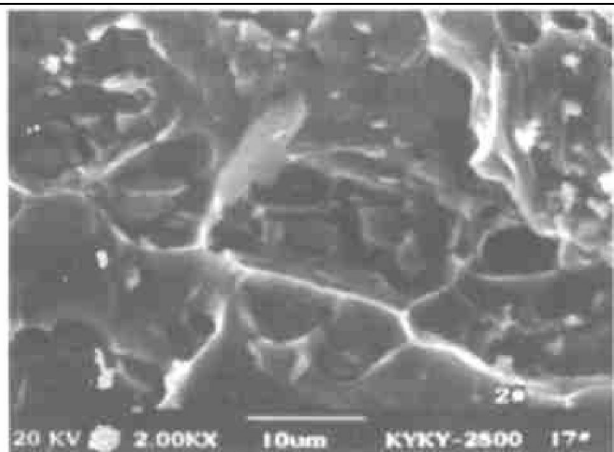


图 2 工艺 3 轧向试样未经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 2 Fractography of Group 3 (uncorroded)
($\sigma_b = 418 \text{ MPa}$; $\delta = 7\%$)

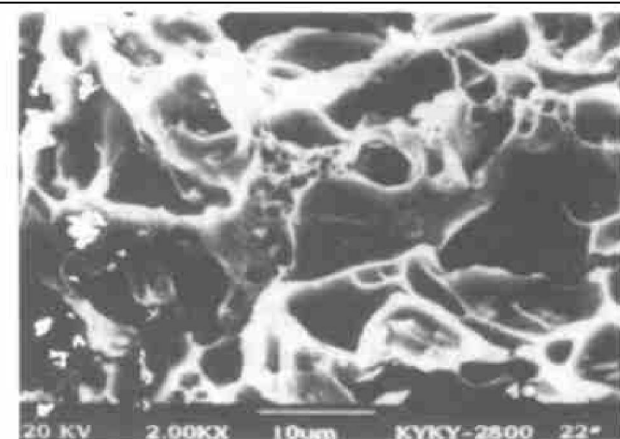


图 3 工艺 1 轧向试样未经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 3 Fractography of Group 1(uncorroded)
($\sigma_b = 460 \text{ MPa}$; $\delta = 20\%$)

以上分析结果表明, 断口形貌特征与试样的抗拉强度损失率一致, 即工艺 2 的抗应力腐蚀性最好, 抗拉强度损失率 $K_\sigma = 3.16\%$, 为最小; 工艺 3 次之, 抗拉强度损失率 $K_\sigma = 10.8\%$; 工艺 1 的抗应力腐蚀

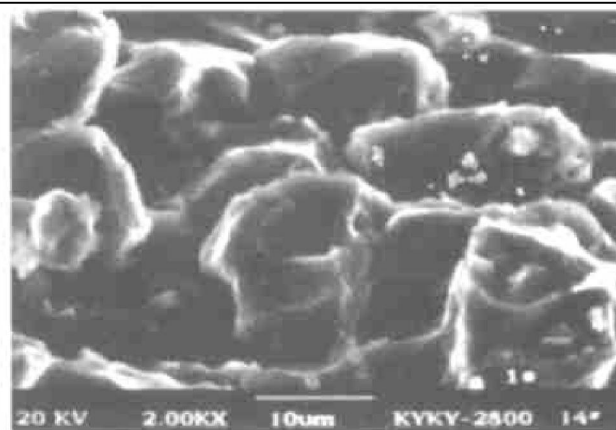


图 4 工艺 2 轧向试样经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 4 Fractography of Group 2(corroded)

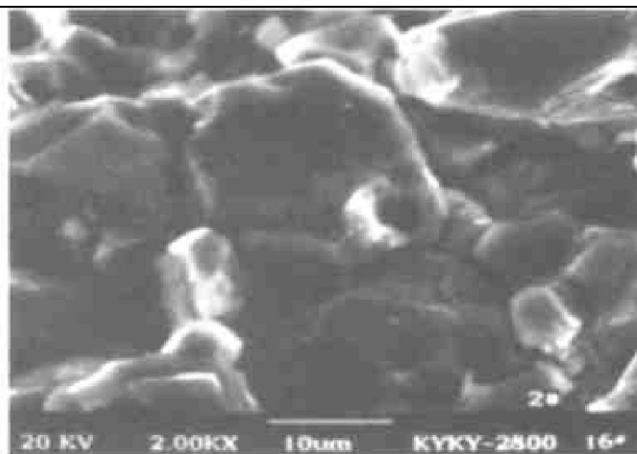


图 5 工艺 3 轧向试样经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 5 Fractography of Group 3 (corroded)

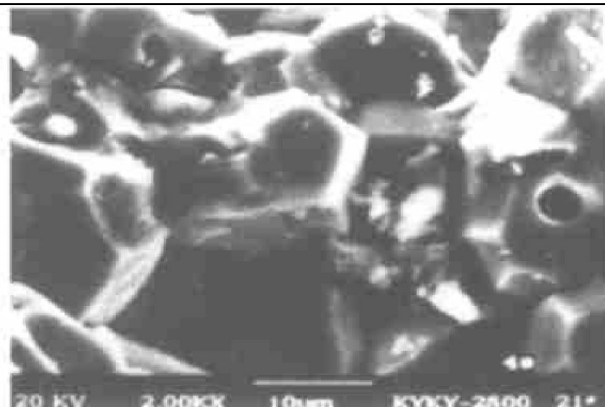


图 6 工艺 1 轧向试样经腐蚀拉伸断口形貌

Fig. 6 Fractography of Group 1 (corroded)

性最差, 抗拉强度损失率 $K_\sigma = 16.3\%$ 。然而, 在形变热处理状态下, 尽管试样腐蚀后抗拉强度的损失是最小的($K_\sigma = 3.16\%$), 但它的延伸率损失率 $K_\delta = 27.3\%$, 却不是最小的。前面提到, 腐蚀预处理试样断口形貌是从边缘扫描的, 实际上经腐蚀处理过的试样, 受腐蚀速度的影响, 各种状态下的腐蚀深度是不一样的, 因而, 腐蚀过的试样的抗拉强度和延伸率是由试样的心部与边缘的综合作用决定

的。于是抗拉强度的损失与延伸率的损失不一定成比例发展。

工艺 1(180 °C, 3 h+ 145 °C, 24 h)之所以具有好的综合力学性能与它的时效过程相关。开始时, 时效温度高, 合金脱溶速度快, 首先脱溶的产物是过渡相 θ'' 。 θ'' 相在基体中基本上是均匀形核, 相对非均匀形核而言, 形核率小一些, 因而从它的显微组织照片(见图 7(a))也可以看出晶粒比较粗大。由于 θ'' 分布均匀且与基体完全共格, 在 θ'' 周围产生很大的共格应变, 且弥散分布, 故其强化主要依靠弥散的过渡相强化。从它的金相组织可以看到基体上残留的过剩相比较少, 这也是它具有塑性好的特征。故先高温后低温的时效制度使 2519 铝合金的综合力学性能很好。由 Al-Cu-Mg 系合金的相图^[8]和文献[5, 9, 10]可知, 这种含 Mg 很低的 Al-Cu-Mg 系合金其主要强化相是 θ 相(CuAl_2), 而不是 S 相(Al_2CuMg)。工艺 1 的综合力学性能最好, 可是这种状态下的抗应力腐蚀性能最差, 可能是由于大量分布的弥散强化相与合金基体的电极电位差加速了腐蚀。

工艺 3(180 °C, 30 h)的综合力学性能比工艺 1 差一些, 主要是因为经过长时间(30 h)高温时效后过饱和固溶体中析出过渡相 θ' 和平衡相 θ 。随着过渡相 θ' 的增加, 质点长大时, 共格应变能减低, 正是因过渡相 θ' 的出现使合金进入过时效状态(软化), 又因平衡相 θ 的成分与结构已处于平衡, 一般与基体无共格结合, 共格应变能减低, 从而使合金软化。故过时效状态比先高温后低温双级时效状态的强度低一些。另外, 平衡相形核不均匀, 故形核率相对高一些, 导致晶粒比较细小(见图 7(b)), 但过剩相多, 使它的塑性较差。文献[2, 11]的实验

已经证实, 过时效时的析出相对应力腐蚀不敏感。

工艺 2 的综合力学性能居前两者之中, 能满足设计要求, 并且它的抗应力腐蚀性能最好。文献[8]提到形变热处理铝合金的强化是综合了时效强化和形变强化两种机制的长处, 使之具有好的力学性能和抗应力腐蚀性能。冷变形前, 长时间的自然时效过程使合金主要依靠形成的弥散过渡相 θ'' 强化。随后的冷变形造成大量的位错存在, 加速脱溶过程, 脱溶产物增多且弥散, 此时形变强化和弥散强化效用同时占主导作用, 合金在这种状态下会表现出力学性能好而抗应力腐蚀性能差的特征。随后的人工时效过程会使合金软化^[12], 即发生多边化回复过程, 位错的密度会相应减小, 使得强度较时效前有所减低, 但塑性提高, 人工时效阶段的多边化回复过程, 同时会使脱溶相质点的分布和密度变化, 因此改善了它的抗应力腐蚀性。工艺 2 的显微组织(见图 7(c))与前两者相比具有多细晶偶交叉分布粗晶的特征, 并且过剩相的量比较少, 这也说明它的强度与塑性在三者中处于居中。

3 结论

1) 2519 铝合金的力学性能与抗应力腐蚀性能是相悖的, 双级时效处理(180 °C, 3 h+ 145 °C, 24 h)的合金具有优良的力学性能, 但抗应力腐蚀性能很差。而过时效(180 °C, 30 h)处理的合金具有较好的抗应力腐蚀性能, 但力学性能不能满足设计要求。

2) 经形变热处理(20 °C, 100 h+ 冷加工 15%+ 145 °C, 21 h)的合金不仅力学性能满足了使用要求, 而且抗应力腐蚀性很好。

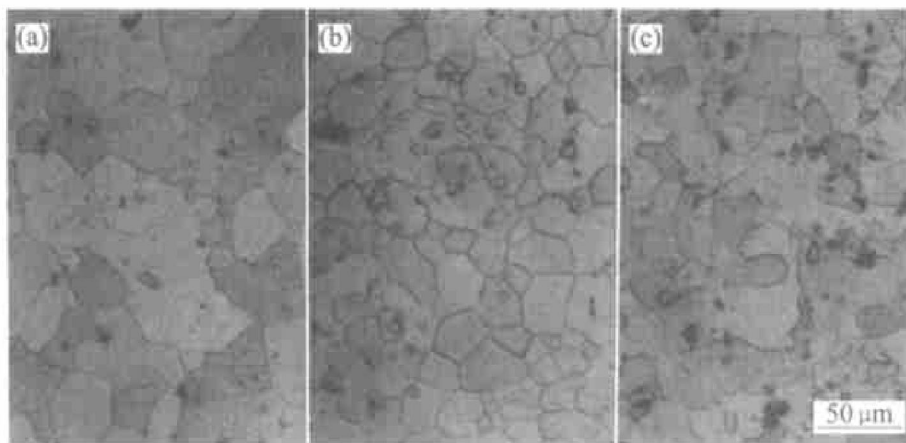


图 7 2519 铝合金的显微组织

Fig. Microstructures of 2519 aluminum alloy

(a) -T₆; (b) -T₇; (c) -T₈

3) 本质上说, 经双级时效处理(180 °C, 3 h+145 °C, 24 h) 和过时效(180 °C, 30 h) 处理的合金, 其强化是以弥散强化为主要机制, 而弥散质点与合金基体的电极电位差又是导致抗应力腐蚀性差的最根本原因。形变热处理(20 °C, 100 h+ 冷加工 15% + 145 °C, 21 h) 将弥散强化与形变强化机制结合起来, 协调了力学性能与抗应力腐蚀性的矛盾。

REFERENCES

- [1] Wenzel G, Knornschild G, Kaesche H. Intergranular corrosion and stress corrosion cracking of an aged AlCu alloy in 1 N NaCl solution[J]. Werkstoffe und Korrosion, 1991, 42: 449 - 454.
- [2] 肖纪美. 应力作用下的金属腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 1990. 223.
XIAO Ji-mei. Metal Corrosion with the Influence of Stress [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1990. 223.
- [3] Bayoumi M R. The mechanics and mechanisms of fracture in stress corrosion cracking of aluminum alloys[J]. Engineering Fracture Mechanic, 1996, 54: 879 - 889.
- [4] Burleigh T D. The postulated mechanisms for stress corrosion cracking of aluminum alloy[J]. Corrosion, 1991, 47: 90 - 98.
- [5] Yannacopoulos S, Kishchuk T P, Guo X. Environmentally induced crack propagation behavior of 2219 aluminum: microstructural effects[J]. Canadian Metallurgical Quarterly, 1997, 36: 157 - 167.
- [6] 陈鸿海. 金属腐蚀学[M]. 北京: 北京理工大学出版社, 1995. 185.
CHEN Hong-hai. Metal Corrosion Science [M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 1995. 185.
- [7] 崔约贤, 王长利. 金属断口分析[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998. 39.
CUI Yue-xian, WANG Chang-li. Fractograph Analysis of Metal [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998. 39.
- [8] 金相图谱编写组. 变形铝合金金相图谱[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1974. 92.
Group of Metallography Atlas. Microstructure Collection of Wrought Aluminum Alloy [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1974. 92.
- [9] Vogt H, Speidel M O. Stress corrosion cracking of two aluminum alloys: a comparison between experimental observations and data based on modelling[J]. Corrosion Science, 1998, 40: 251 - 270.
- [10] 于福州. 金属材料的耐腐蚀性[M], 北京: 科学出版社, 1982. 361.
YU Fu-zhou. The Resistance of Corrosion of Metal [M]. Beijing: Science Press, 1982. 361.
- [11] Robinson M J, Jackson N C. The influence of grain structure and intergranular corrosion rate on exfoliation and stress corrosion cracking of high strength Al-Cu-Mg alloys[J]. Corrosion Science, 1998, 41: 1013 - 1028.
- [12] 高曙, 许明华, 蒋为吉, 等. 铝合金形变热处理的电镜组织分析[J]. 宇航材料工艺, 1995, 4: 43 - 51.
GAO Shu, XU Ming-hua, JIANG Wei-ji, et al. Fractograph analysis of aluminum alloy by thermal-mechanical treatment [J]. Processing of Aviation Materials, 1995, 4: 43 - 51.

Influence of heat treatment on mechanical properties and stress corrosion sensitivity of 2519 aluminum alloy plate

CHEN Xian-feng, PENG Da-shu, ZHANG Hui, LIN Qi-quan, LIN Gao-yong

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

Abstract: Three different heat treatment processes were selected for 2519 aluminum alloy plate, the stress corrosion sensitivity was evaluated by difference of mechanical properties between corroded samples and uncorroded samples such as K_{σ} and K_{δ} . The results show that the stress corrosion resistance of the alloy is the worst but its mechanical properties are the best at two-stage aging state of 180 °C, 3 h+ 145 °C, 24 h; the stress corrosion resistance is the best but the mechanical properties are in the middle of three states at the thermal-mechanical treatment state of 20 °C, 100 h+ cool deformation 15% + 145 °C, 21 h; the stress corrosion resistance is in the middle of three states but the mechanical properties are the worst at the state of over-aging of 180 °C, 30 h.

Key words: heat treatment; 2519 aluminum alloy; mechanical property; stress corrosion sensitivity

(编辑 袁赛前)