

二次时效对 2519A 铝合金组织与性能的影响

叶凌英¹, 吴懿萍¹, 贾寓真², 张新明¹, 吴高龙³

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 湖南泰嘉新材料科技股份有限公司, 长沙 410200;
3. 空军航空大学 航空理论系, 长春 130022)

摘 要: 通过正交试验获得 2519A 铝合金优化的二次时效工艺, 并通过硬度测试、拉伸测试、极化曲线分析、晶间腐蚀试验和透射电镜观察等方法对比不同时效状态样品的力学性能和耐蚀性能。结果表明: 与等温时效相比, 二次时效能提高 2519A 铝合金的屈服强度, 同时改善合金的耐蚀性能, 这是因为二次时效后晶内形成了细小弥散的 θ'' 相, 同时晶内的普遍脱溶使晶内基体与晶界无沉淀析出带(PFZ)的电位差减小。

关键词: 2519A 铝合金; 二次时效; 力学性能; 耐蚀性能; 无沉淀析出带

中图分类号: TG166.3

文献标志码: A

Effects of secondary aging on microstructure and properties of 2519A aluminum alloy

YE Ling-ying¹, WU Yi-ping¹, JIA Yu-zhen², ZHANG Xin-ming¹, WU Gao-long³

- (1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;
2. Bichamp Cutting Technology (Hunan) Co., Ltd., Changsha 410200, China;
3. Department of Aviation Theories, Aviation University of Air Force, Changchun 130022, China)

Abstract: An optimized secondary aging process of 2519A aluminum alloy was obtained via orthogonal design. The mechanical properties and corrosion resistance of 2519A aluminum alloy after different aging processes were compared by hardness test, tensile test, polarization curve analysis, intergranular corrosion test and transmission electronic microscopy. The results show that the yield strength of 2519A aluminum alloy increases, and the corrosion resistance of the alloy is improved by secondary aging process, compared with isothermal aging. This is due to the fine and disperse θ'' phase in the grain and the decrease of potential difference between the grain and grain boundary precipitation free zone (PFZ) because of the universal desolution in the grain after secondary aging.

Key words: 2519A aluminum alloy; secondary aging; mechanical properties; corrosion resistance; precipitation free zone

2519 铝合金是继 5083 和 7039 铝合金后, 美国于 20 世纪 80 年代研制的第三代装甲铝合金^[1], 因其具有较高的强度和较好的抗弹性, 同时拥有优异的耐蚀性能^[2], 在腐蚀环境中具有较长的使用寿命, 美国已将其应用于先进的两栖装甲车(Advanced amphibious assault vehicle, AAV)^[3]。我国研究者在研究 2519 铝合金的基础上, 通过成分优化和工艺改进, 自行研发

出一种新型铝合金——2519A 铝合金^[4-5]。

目前对 2519A 铝合金板材热处理工艺的研究重点为时效前的冷变形对成品性能的影响, 这是因为可通过固溶后的预变形提高成品的强度和抗弹性^[6-7]。李慧中等^[6, 8-10]对比了 T8 态和 T6 态 2519A 铝合金的力学性能和耐蚀性能, 表明一定程度的预变形能够促进晶内 θ' 相细小弥散析出, 同时使晶界或亚晶界的析出相

减少, 晶界无沉淀带变窄, 因此, 与 T6 态相比, T8 态能够改善 2519A 铝合金板材的力学性能和耐蚀性能。2519A 铝合金板材除以 T8 态提供外, 还有一部分产品以热处理状态 T6 态提供, 同时还有部分产品以棒材和管材形式提供。这一部分产品塑性较好, 但其综合性能低于 T8 态产品的。通过过时效方法能够在一定程度上提高产品的耐蚀性, 但产品强度降低。如何在提高 T6 态产品强度的同时改善耐蚀性能是研究的难点。

作为可热处理强化铝合金, 2519A 合金主要通过固溶时效获得高强度。较常用的时效工艺为等温时效, 其工艺简单, 但可获得合金的强度有限。LUMLEY 等^[11-12]通过对时效过程中强化相析出机理的研究, 提出了二次时效工艺, 即高温和低温双级时效工艺, 能够通过强化相的二次析出有效提高合金的力学性能。研究发现合适的二次时效制度能够促进 Al-Zn-Mg 合金中 GP 区的析出^[13]和 Al-Mg-Si-Cu 合金中 β'' 相的析出^[14], 从而提高这两种合金的硬度。可见, 二次时效主要对共格相有促进作用。二次时效在 2000 系合金中也得到应用, 研究发现欠时效状态的 Al-Cu-Mg-Ag 合金经过长时间自然时效后能够有效改善抗蠕变性能^[15]。但是目前二次时效对铝合金耐蚀性能影响的研究鲜有报道。李海等^[16-17]研究了 7055 铝合金中二次时效的作用, 发现二次时效对晶界组织也有重要影响, 能够促进晶界析出相的球化。由于晶界组织的变化将导致材料耐蚀性能的变化^[18], 因此二次时效可能对材料的耐蚀性能有重要作用。本文作者对比不同时效制度对 2519A 铝合金力学性能和耐蚀性能的影响, 探讨二次时效工艺对晶内和晶界析出相的作用机理, 并优化合金的二次时效工艺。

1 实验

实验原材料为自行研制的 2 mm 厚 2519A 铝合金热轧板材, 其化学成分见表 1。将板材在电阻炉中进行 533 ℃、2 h 固溶处理, 随后立即淬于室温水, 时效处理在恒温干燥箱中进行。

对不同热处理状态样品进行硬度和拉伸测试。硬度测试在 HV-10B 维氏硬度计上进行, 加载载荷为 29.4 N, 加载时间为 15 s, 每个样品测量至少 5 个数据后取平均值。拉伸测试在 CSS44100 万能试验机上进行, 拉伸速率为 2 mm/min, 拉伸样品沿板材纵向取样, 每个状态测量 2 个样品取平均值。

表 1 2519A 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2519A aluminum alloy (mass fraction, %)

Cu	Mg	Mn	Zr	Fe	Si	Al
5.80	0.20	0.30	0.20	0.20	0.10	Bal.

对不同热处理状态样品进行晶间腐蚀实验和极化曲线测试。晶间腐蚀实验按照 GB/T 7998-2005 标准^[19]进行, 沿合金轧向取平行试样 3 块, 将样品垂直悬挂在腐蚀液(57 g/L NaCl+10 mL/L H₂O₂)中, 保持面容比为 18~20 mm²/mL, 实验温度用恒温水浴箱控制在 (35±2) ℃。样品浸泡 6 h 后取出随即观察宏观和微观形貌, 并按照 GB/T7998-2005 标准评定晶间腐蚀等级。极化曲线测试在 SI1287 型恒电位仪上进行, 扫描速度为 2 mV/s, 扫描范围为-0.8~-0.1 V, 实验温度为室温, 所用电解质为 3.5%NaCl(质量分数)溶液。

将透射电镜(TEM)观察的样品预磨至厚度为 0.08 mm, 然后进行电解双喷减薄, 双喷液为 30%(体积分数)的硝酸甲醇溶液, 双喷时用液氮保持温度在-20 ℃以下, 电压为 15 V。采用 TECNAI G² 20 透射电镜进行显微组织观察, 电压为 200 kV。

2 结果与讨论

2.1 正交试验设计

二次时效工艺的主要参数有第一级时效温度(T_1)和时间(t_1)以及第二级时效温度(T_2)和时间(t_2)。对于多因素工艺参数的优化, 正交试验是快速而科学的方法。因此作者选用 L9(3⁴)来确定二次时效的工艺参数。设计 4 因素、3 水平的因素水平表, 如表 2 所列。对经过各种制度时效后的样品进行硬度测试, 并计算各因素水平硬度的平均值(k_{1j} , k_{2j} , k_{3j})和各因素的极差(R_j), 结果如表 3 所列。

表 2 二次时效工艺的因素水平表

Table 2 Factors and levels graph of secondary aging process

	A, aging Level	B, aging time,	C, aging temperature,	D, aging time,
	temperature, T_1 /K	t_1 /h	T_2 /K	t_2 /h
I	453	1	413	16
II	463	2	423	20
III	473	3	433	24

表 3 正交试验表及结果

Table 3 Orthogonal experiment table and corresponding results

Test No.	A, aging temperature, T_1/K	B, aging time, t_1/h	C, aging temperature, T_2/K	D, aging time, t_2/h	Hardness (HV)
1	453	1	413	16	130.0
2	453	2	423	20	133.0
3	453	3	433	24	129.4
4	463	1	423	24	142.5
5	463	2	433	16	136.3
6	463	3	413	20	139.9
7	473	1	433	20	132.5
8	473	2	413	24	137.2
9	473	3	423	16	137.8
k_{1j}	130.8	135.0	135.7	134.7	
k_{2j}	139.6	135.5	136.0	135.1	135.4
k_{3j}	135.8	135.7	132.7	136.4	
R_j	8.8	0.7	3.3	1.7	

由表 3 可见, 硬度极差最高值所对应的各工艺参数分别为 $T_1=463\text{ K}(190\text{ }^\circ\text{C})$, $t_1=3\text{ h}$, $T_2=423\text{ K}(150\text{ }^\circ\text{C})$, $t_2=24\text{ h}$ 。测试 $(190\text{ }^\circ\text{C}, 3\text{ h})+(150\text{ }^\circ\text{C}, 24\text{ h})$ 时效状态样品的硬度, 结果为 139.8 HV 。其与 4 号工艺 $(190\text{ }^\circ\text{C}, 1\text{ h})+(150\text{ }^\circ\text{C}, 24\text{ h})$ 样品的硬度 (142.5 HV) 相近。

2.2 二次时效对合金板材力学性能的影响

2.2.1 时效硬化曲线

图 1 所示为 2519A 铝合金板材固溶后的时效硬化曲线。165 $^\circ\text{C}$ 时效大约在 14 h 达到峰值硬度 138HV。

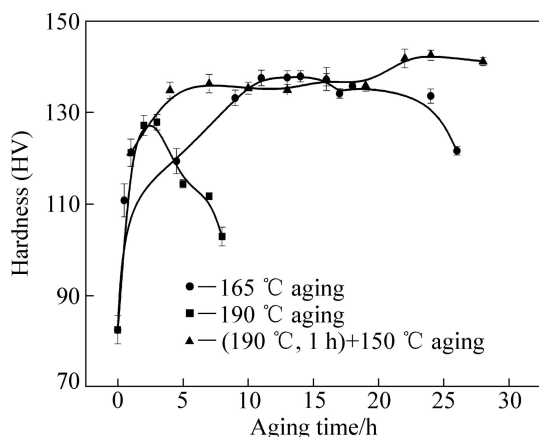


图 1 不同时效制度下 2519A 铝合金的时效硬化曲线

Fig. 1 Aging hardening curves of 2519A aluminum alloy under different aging processes

当时效温度升高至 190 $^\circ\text{C}$, 试样时效 3 h 便达到峰值硬度, 硬度值为 128HV, 明显低于 165 $^\circ\text{C}$ 、14 h 时效后的硬度。为使二次硬化效果明显, 选取 190 $^\circ\text{C}$ 时效 1 h 后中断, 然后进行 150 $^\circ\text{C}$ 时效, 从图中可见时效至 27 h 试样硬度都在增加, 说明 2519A 铝合金中也存在二次时效硬化的现象。

2.2.2 时效制度对力学性能的影响

图 2 所示为固溶后 2519A 铝合金板材在不同时效制度下的室温力学性能。从图 2 中可见, 固溶后合金板材强度最低, 屈服强度仅为 154 MPa。自然时效 1000 h 后, 板材力学性能得到提高, 屈服强度提高至 229 MPa。165 $^\circ\text{C}$ 时效 14 h 后, 屈服强度为 257 MPa。经 $(190\text{ }^\circ\text{C}, 1\text{ h})+(150\text{ }^\circ\text{C}, 24\text{ h})$ 二次时效后, 板材屈服强度达到 308 MPa, 较 165 $^\circ\text{C}$ 、14 h 等温时效态的提高了 51 MPa。可见, 与等温时效相比, 二次时效能够有效提高 2519A 铝合金的强度。

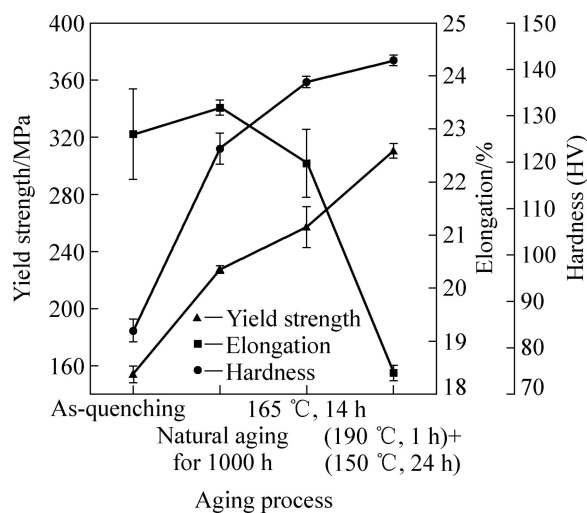


图 2 不同时效制度下 2519A 合金的室温力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of 2519A aluminum alloy at ambient temperature under different aging processes

2.2.3 二次时效对晶内析出相的影响

图 3(a)和(b)所示分别为 2519A 合金第一级时效和第二级时效后晶内析出组织的明场像。由图 3(a)可见, 第一级时效后晶内可观察到密集分布的点状析出相, 选区电子衍射斑点显示了该相与基体的共格关系, 可判断该相为 GP 区。从图 3(b)可见, 第二级时效后晶内析出相形貌由点状开始向盘片状转变, 但选区电子衍射斑点仍可见明显芒线, 说明该相为共格的 θ'' 相。

在时效型铝合金中对强度贡献最大的是时效析出相, 析出相越细小密集, 分布越均匀弥散, 其强度越高^[20-21]。Al-Cu 合金的时效析出序列为^[22]SSSS $\rightarrow$ Quenched clusters $\rightarrow$ GP(I) $\rightarrow$ GP(II) $\rightarrow$ θ'' (Independent of

GP(II))→ θ' → θ 。在 T6 态合金中, 当共格的 θ'' 相开始向半共格的 θ' 相转变时材料进入峰值时效状态。2519A 铝合金淬火后组织为 Cu 在 Al 基体中的过饱和固溶体, 淬火后的时效过程在基体中将析出富 Cu 相, 而组织中的缺陷(包括淬火空位、位错、晶界等)能减小 Cu 原子扩散的阻力, 从而促进富 Cu 相析出, 故富 Cu 相将依托于组织中的缺陷析出^[23]。第一级时效在较高温度下进行, 能够促进富 Cu 相析出, 形成大量细小弥散分布的 GP 区(见图 3(a)), 而此时由于晶内未发生普遍脱溶, 基体中仍保留有较多数量的过饱和和溶质原子和淬火时形成的空位^[13-14], 这为富 Cu 相在第二级时效过程中的继续析出提供了条件。在第二级时效阶段, 保留的溶质原子将继续析出形成 θ'' 相, 而保留的淬火空位有利于溶质原子的扩散, 促进 θ'' 相的析出, 且第二级时效温度较低, 有利于抑制已析出的第二相发生长大(见图 3(b))。MACCHI 等^[13]指出, 即使铝合金时效至峰值, 晶内已形成半共格甚至非共格相, 降低温度后继续时效仍会有共格相析出, 从而提高了

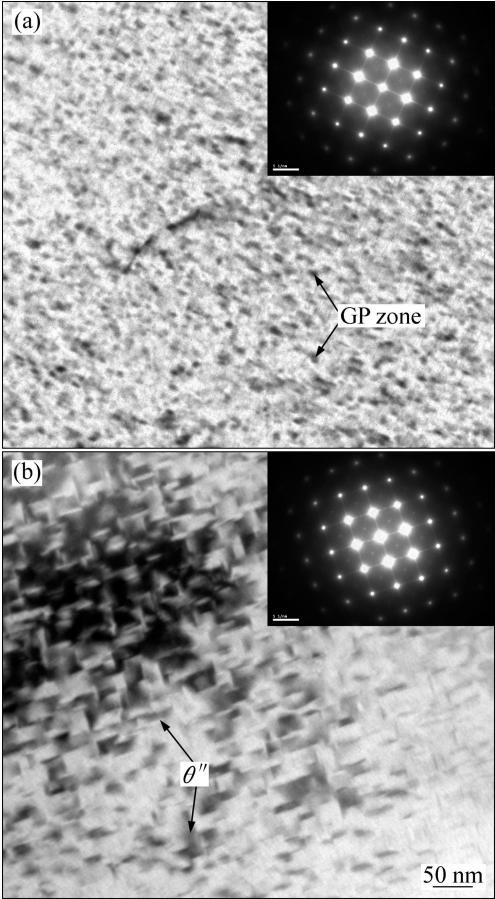


图 3 二次时效不同阶段 2519A 铝合金晶内组织的明场像
Fig. 3 Bright field images in 2519A aluminum alloy grain in different steps of secondary aging: (a) 190 °C, 1 h; (b) (190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)

合金硬度。说明时效中断后保留的溶质原子, 其过饱和度和仍然足够大, 为合金的二次析出提供足够驱动力。

2.3 二次时效对合金板材耐蚀性能的影响

2.3.1 二次时效对晶间腐蚀的影响

按照国家标准 GB/T7998-2005 进行晶间腐蚀试验, 并对结果进行评级。图 4 所示为不同样品晶间腐蚀后的表面形貌, 可见, 经 165 °C、14 h 和(190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)时效处理后样品表面出现很多点蚀坑。等温时效后样品表面出现了连续的点蚀坑, 而二次时效后样品表面的点蚀坑比较分散且不连续。从腐蚀后的宏观形貌对比可见, 二次时效后样品的耐蚀性能较高。表 4 所列为两种时效工艺的晶间腐蚀评级。与 165 °C、14 h 等温时效制度相比, (190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)二次时效工艺能够有效改善 2519A 铝合金抗晶间腐蚀性能。

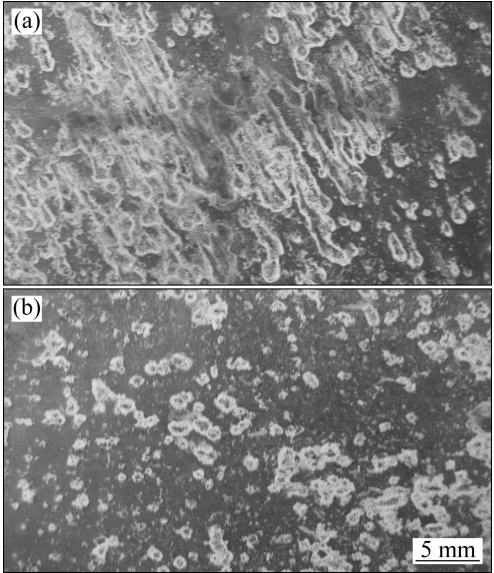


图 4 经不同时效状态 2519A 铝合金晶间腐蚀后试样的表面形貌
Fig. 4 Surface morphologies of 2519A aluminum alloy after intergranular corrosion under different aging processes: (a) 190 °C, 1 h; (b) (190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)

表 4 晶间腐蚀等级评定

Table 4 Identification of intergranular corrosion grade		
Aging process	Largest corrosion depth/ μm	Intergranular corrosion grade
165 °C, 14 h	103	4
(190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)	88	3

2.3.2 二次时效对均匀腐蚀的影响

测量(190 ℃, 1 h)+(150 ℃, 24 h)二次时效和 165 ℃、14 h 等温时效状态样品的极化曲线, 结果如图 5 所示。两个样品的极化曲线在阳极区均存在一个平台区, 为钝化所致。从两种时效状态的极化曲线可见, 两者腐蚀电位一致, 但是二次时效处理后样品的极化电流密度明显低于等温时效处理样品的。对极化曲线进行拟合, 获得不同样品的腐蚀电位 φ_{corr} 和腐蚀电流密度 J_{corr} , 并按式(1)计算极化阻抗, 其中, R_p 为极化阻抗, B_a 为阳极区 Tafel 直线段斜率, B_c 为阴极区 Tafel 直线段斜率, 结果见表 5。

$$R_p = \frac{B_a B_c}{2.303 J_{\text{corr}} (B_a + B_c)}$$

(1)

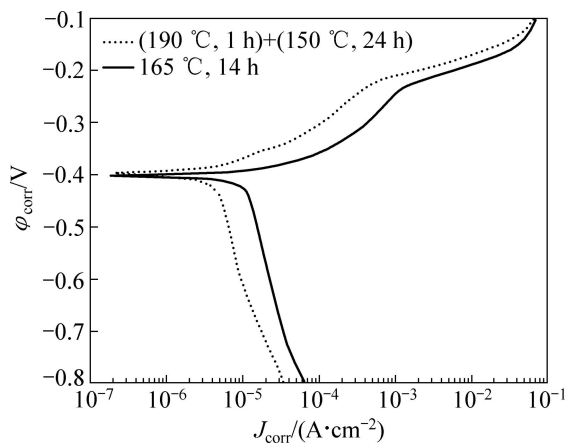


图 5 不同时效状态下 2519A 铝合金的极化曲线

Fig. 5 Polarization curves of 2519A aluminum alloy after different aging processes

从表 5 可见, 等温时效和二次时效后板材的腐蚀电位差别不明显, 仅相差 5 mV, 说明两种时效制度后样品发生腐蚀的难易程度相近。但是二次时效后样品的腐蚀电流密度明显低于等温时效样品的, 极化阻抗也明显较大, 两者相差一个数量级, 说明二次时效后样品的腐蚀速度较慢^[18]。综合比较可知, 二次时效能在一定程度上提高材料的耐蚀性能, 这主要体现为

表 5 不同时效制度 2519A 铝合金极化曲线的拟合结果

Table 5 Fitting results of polarization curves of 2519A aluminum alloy after different aging

Aging process	$\varphi_{\text{corr}}/\text{mV}$	$J_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$	B_a/mV	B_c/mV	$R_p/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$
165 °C, 14 h	-402	1.09×10^{-5}	52.3	-617	2.32×10^6
(190 °C, 1 h)+(150 °C, 24 h)	-397	2.53×10^{-6}	62.7	-352	1.31×10^7

能够降低材料的腐蚀速度。

2.3.3 二次时效对晶界的影响

2519A 合金二次时效过程中两级时效后晶界处的显微组织如图 6 所示。从图 6(a)可见, 经过第一级高温时效后晶界上析出了粗大的盘片状第二相, 呈断续状分布, 其直径约为 65 nm, 厚度约为 15 nm, 晶界上的无沉淀析出带(PFZ)不明显, 晶内未发生普遍脱溶。这是因为 2519A 铝合金淬火后形成的过饱和 Cu 原子有通过扩散发生偏聚的倾向, 而空位、位错和晶界等缺陷均能促进溶质原子的扩散。由于晶界为溶质原子的短路扩散通道^[24], 而溶质原子在晶内主要通过空位和位错等缺陷进行扩散, 因此, 溶质原子在晶界的扩散速度大于在晶内的扩散速度。在第一级时效阶段, 由于时效时间短, 晶内未发生普遍脱溶, 溶质原子主要通过晶界进行扩散, 因此在第一级时效阶段, 可见晶界上析出较大的第二相。从图 5(d)可见, 经过

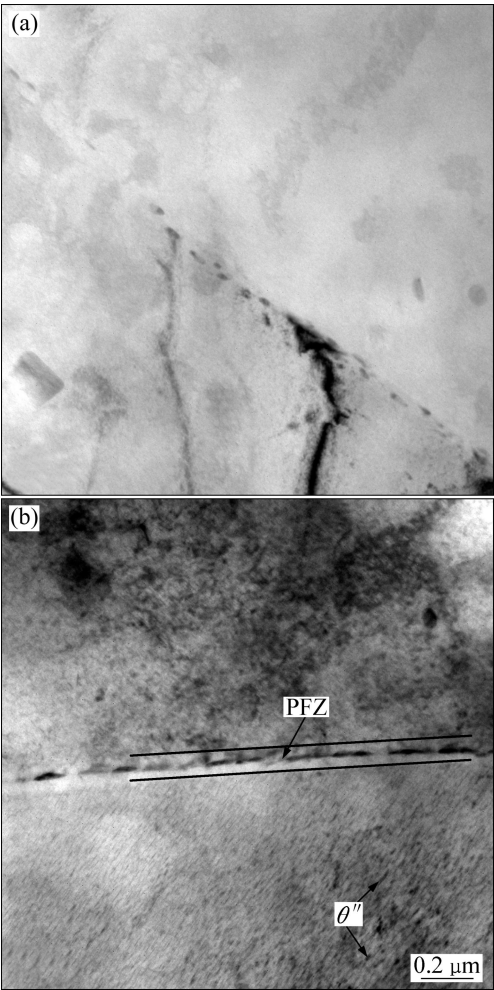


图 6 二次时效不同阶段 2519A 铝合金晶界的明场像

Fig. 6 Bright field images at grain boundary of 2519A aluminum alloy in different steps of secondary aging: (a) 190 ℃, 1 h; (b) (190 ℃, 1 h)+(150 ℃, 24 h)

第二级时效后,晶界上的析出相长大,直径达到130 nm,厚度约为25 nm,呈链状分布,晶界上可观察到宽度约为70 nm的PFZ,晶内均匀分布着细小弥散的盘片状 θ'' 相,说明经过第二级时效后晶内已发生普遍脱溶。

2000系铝合金的腐蚀实际为晶界发生的电化学腐蚀,是PFZ与基体之间的电位不同所致^[25]。Al-Cu合金中基体的电极电位与固溶于基体中的Cu含量有关,Cu含量越低,电极电位越低,纯Al的电极电位约为-0.75 V^[26]。PFZ为贫Cu区,其成分接近纯Al,故其电极电位接近纯Al的电极电位(-0.75 V)。随着时效的进行,晶内不断发生溶质原子的脱溶,固溶于基体中的Cu含量不断降低,因此基体的电极电位不断接近纯Al的电极电位^[27-28]。晶内脱溶越普遍,晶内基体的Cu含量越低,基体与PFZ的电位差越小,腐蚀的驱动力越小,表现为极化电流的降低和极化阻抗的增加,因此合金抗晶间腐蚀能力越强。

可见,2519A铝合金中存在二次析出现象,二次时效能够提高合金的力学性能,同时改善合金的耐蚀性能。本研究中未涉及二次时效各个工艺参数对2519A铝合金的影响机理,这需要进行进一步的研究。

3 结论

1) 与165℃、14 h等温时效对比,(190℃,1 h)+(150℃,24 h)二次时效工艺使2519A铝合金屈服强度提高51 MPa,同时使极化电流密度从 1.09×10^{-5} A/cm²降低至 2.53×10^{-6} A/cm²,并提高了合金抗晶间腐蚀性能。

2) 经二次时效的第一级时效处理后,合金晶内形成大量GP区,在第二级时效阶段GP区长大形成 θ'' 相,细小且均匀弥散分布,因此,合金屈服强度得到提高。

3) 二次时效后晶内发生普遍脱溶,晶内基体与晶界PFZ的电位差减小,因此合金耐蚀性能得到提高。

REFERENCES

- [1] SANDERS R E, PETIT J I. High strength weldable aluminum base alloy product and method of making same: US, 4610733[P]. 1986-09-09.
- [2] DYMEK S, DOLLAR M. TEM investigation of age-hardenable 2519 Al alloy subjected to stress corrosion cracking tests[J]. Materials Chemistry and Physics, 2003, 81(2/3): 286-288.
- [3] FISHER J J, KRAMER L S, PICKENS J R. Aluminum alloy

- 2519 in military vehicles[J]. Advance Materials and Processing, 2002, 160(9): 43-46.
- [4] 张新明, 刘波, 刘瑛, 李慧中, 李惠杰. 温度与保温时间对2519A铝合金高温力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(10): 1561-1566.
- ZHANG Xin-ming, LIU Bo, LIU Ying, LI Hui-zhong, LI Hui-jie. Effects of temperature and holding time on elevated-temperature mechanical properties of aluminum alloy 2519A[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(10): 1561-1566.
- [5] GAO Zhi-guo, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an. Investigation on θ' precipitate thickening in 2519A-T87 aluminum alloy plate impacted[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 476(1/2): 1-3.
- [6] 李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平, 龚敏如. 预变形对2519铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(12): 1990-1994.
- LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru. Effect of pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(12): 1990-1994.
- [7] 张新明, 刘玲, 贾寓真. 拉伸与轧制预变形对2519铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(6): 1088-1094.
- ZHANG Xin-ming, LIU Ling, JIA Yu-zhen. Effects of stretching and rolling pre-deformation on microstructures and mechanical properties of 2519A aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1088-1094.
- [8] 张新明, 李慧中, 陈明安, 梁霄鹏, 李洲, 贾寓真. 热处理对2519铝合金应力腐蚀开裂敏感性的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(10): 1743-1748.
- ZHANG Xin-ming, LI Hui-zhong, CHEN Ming-an, LIANG Xiao-peng, LI Zhou, JIA Yu-zhen. Effect of heat treatment on stress corrosion cracking susceptibility of aluminum alloy 2519[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(10): 1743-1748.
- [9] 刘瑛, 张新明, 周古昕, 刘波, 李慧中, 高慧, 李惠杰. 预变形量对2519铝合金抗剥落腐蚀性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(6): 61-65.
- LIU Ying, ZHANG Xin-ming, ZHOU Gu-xin, LIU Bo, LI Hui-zhong, GAO Hui, LI Hui-jie. Effect of predeformation amount on exfoliation corrosion resistance of 2519 aluminium alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27(6): 61-65.
- [10] 刘瑛, 张新明, 刘波, 李慧中, 高慧. 预变形量对2519铝合金抗晶间腐蚀性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(9): 1545-1550.
- LIU Ying, ZHANG Xin-ming, LIU Bo, LI Hui-zhong, GAO Hui. Effect of degree of predeformation on corrosion resistance of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous

- Metals, 2006, 16(9): 1545–1550.
- [11] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MORTON A H. Heat treatment of age hardenable aluminium alloys utilizing secondary precipitation: US, 7037391 B2[P]. 2006–05–02.
- [12] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MORTON A H. Heat treatment of age-hardenable aluminum alloys: US, 7025839 B2[P]. 2006–04–11.
- [13] MACCHI C E, SOMOZA A, DUPASQUIER A, POLMEAR I J. Secondary precipitation in Al-Zn-Mg-(Ag) alloys[J]. Acta Materialia, 2003, 51(17): 5151–5158.
- [14] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G, HONO K. Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(9): 3015–3024.
- [15] LUMLEY R N, MORTON A J, POLMEAR I J. Enhanced creep performance in an Al-Cu-Mg-Ag alloy through underageing[J]. Acta Materialia, 2002, 50(14): 3597–3608.
- [16] 李海, 郑子樵, 王芝秀. 7055 铝合金二次时效特征研究. (I): 力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(7): 1029–1032.
- LI Hai, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Investigation of secondary ageing characteristics of 7055 aluminum alloy. (I): Mechanical properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(7): 1029–1032.
- [17] 李海, 郑子樵, 王芝秀. 7055 铝合金二次时效特征研究. (II): 显微组织与断口形貌特征[J]. 稀有金属材料与工程, 2005, 34(8): 1230–1234.
- LI Hai, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Investigation of secondary ageing characteristics of 7055 aluminum alloy. (II): Microstructures and fractography[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(8): 1230–1234.
- [18] TALBOT D, TALBOT J. Corrosion science and technology[M]. Boca Raton: CRC Press, 1998: 100–113.
- [19] GB/T 7998–2005. 铝合金晶间腐蚀测定方法[S].
- GB/T 7998–2005. Test method for intergranular corrosion of aluminium alloy[S].
- [20] ZHU A W, STARKE E A. Strengthening effect of unshearable particles of finite size: A computer experimental study[J]. Acta Materialia, 1999, 47(11): 3263–3269.
- [21] 刘刚, 丁向东, 孙军, 陈康华. 具有盘状析出相铝合金的时效强化模型[J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(3): 337–347.
- LIU Gang, DING Xiang-dong, SUN Jun, CHEN Kang-hua. A model for age strengthening of plate-like-precipitate-containing Al alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(3): 337–347.
- [22] SON S K, TAKEDA M, MITOME M, BANDO Y, ENDO T. Precipitation behavior of an Al-Cu alloy during isothermal aging at low temperatures[J]. Materials Letters, 2005, 59(6): 629–632.
- [23] 黄昆, 韩汝琦. 固体物理学[M]. 北京: 高等教育出版社, 1988: 541–545.
- HUANG Kun, HAN Ru-qi. Solid-state physics[M]. Beijing: Higher Education Press, 1988: 541–545.
- [24] 宋余九. 金属的晶界与强度[M]. 西安: 西安交通大学出版社, 1988: 77–80.
- SONG Yu-jiu. Grain boundary and strength of metals[M]. Xi'an: Xi'an Jiaotong University Press, 1987: 77–80.
- [25] DAVIS J R. Corrosion of aluminum and aluminum alloy[M]. Ohio: ASM International, 1999: 63–64.
- [26] MULLER I L, GALYELE J R. Pitting potential of high purity binary aluminium alloys. (I): Al-Cu alloys pitting and intergranular corrosion[J]. Corrosion Science, 1977, 17(3): 179–189.
- [27] URUSHINO K, SUGIMOTO K. Stress-corrosion cracking of aged Al-Cu-Mg alloys in NaCl solution[J]. Corrosion Science, 1979, 19(4): 225–236.
- [28] SUGIMOTO K, HOSHINO K, KAGEYAMA M, SAWADA Y. Stress corrosion cracking of aged Al-4%Cu alloy in NaCl solution[J]. Corrosion Science, 1975, 15(6/12): 709–720.

(编辑 陈卫萍)