

DOI:10.19322/j.cnki.issn.1006-4710.2023.04.006

<https://xuebao.xaut.edu.cn>

引文格式:张姿,王瑞红.预变形对 Al-Cu-Mg-Ag 合金时效组织及性能的影响[J].西安理工大学学报,2023,39(4):506-512.
ZHANG Zi, WANG Ruihong. Effect of pre-deformation on aged microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Xi'an University of Technology, 2023, 39(4): 506-512.

预变形对 Al-Cu-Mg-Ag 合金时效组织及性能的影响

张姿,王瑞红

(西安理工大学材料科学与工程学院,陕西西安710048)

摘要:为分析预变形对 Al-Cu-Mg-Ag 合金时效过程中析出相的影响,本文利用 Digital Micrograph 软件对透射电子显微镜(TEM)观察的析出相直径尺寸及数量密度进行了定量统计,结果表明,20%预变形时效态合金析出相密度增加,直径减少。为探究不同预变形对时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能的影响,利用维氏硬度计测得四种变形量(0%、10%、20%、30%)预变形样品在 185℃ 时效 0~24h 的硬度,结果表明,预变形提高了合金硬度,且当变形量为 30% 时合金峰值硬度最高(153HV)。为探究不同预变形对 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金耐蚀性能的影响,本文进行了循环极化曲线测试和晶间腐蚀实验,结果表明,Al-Cu-Mg-Ag 合金存在最佳变形量预变形(20%)使得耐蚀性能最佳。

关键词: Al-Cu-Mg-Ag 合金; 预变形; 耐蚀性能

中图分类号: TG146

文献标志码: A

文章编号: 1006-4710(2023)04-0506-07

Effect of pre-deformation on aged microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy

ZHANG Zi, WANG Ruihong

(Faculty of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China)

Abstract: In order to analyze the influence of pre-deformation on the precipitated phase during the aging process of Al-Cu-Mg-Ag alloy, the diameter size and quantity density of the precipitated phase observed by TEM were quantitatively calculated by the Digital Micrograph software, and the results showed that the precipitated phase density of 20% pre-deformation aging alloy increased and that the diameter size decreased. In order to explore the influence of different pre-deformations on the mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy in the aging state, the hardness of four deformation samples (0%, 10%, 20%, 30%) was measured by the Vickers hardness tester at 185℃ aging 0~24h, and the results showed that the pre-deformation increased the hardness of the alloy, and that the peak hardness of the alloy was the highest (153HV) when the deformation was 30%. In order to explore the influence of different pre-deformations on the corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Ag alloy in T6 state, the cyclic polarization curve test and intergranular corrosion experiment are carried out, and the results show that the best deformation pre-deformation (20%) of Al-Cu-Mg-Ag alloy makes the corrosion resistance the best.

Key words: Al-Cu-Mg-Ag alloy; pre-deformation; corrosion resistance

收稿日期: 2022-09-26; 网络首发日期: 2023-04-26

网络首发地址: <https://kns.cnki.net/kcms/detail/61.1294.N.20230425.1512.004.html>

基金项目: 国家自然科学基金面上项目(52071260)

第一作者: 张姿,女,硕士生,研究方向为耐热铝合金。E-mail: 1311088083@qq.com

通信作者: 王瑞红,女,博士,副教授,研究方向为高导高强耐热铝合金导线。E-mail: wangrh@xaut.edu.cn

2xxx 铝合金因其高比强度、良好的焊接性能和断裂韧性,已被广泛应用于航空航天领域^[1-4]。大多数研究侧重于通过对 2xxx 铝合金进行热处理工艺改进来达到性能优化的目的^[5-7],其中耐蚀性能是评估材料综合性能的一项重要指标之一,据不完全统计,我国每年由于金属腐蚀造成的国民经济损失高达国民生产总值的 4%^[8],因此有必要对 2xxx 铝合金开展热处理工艺路线和耐腐蚀性能相关性研究。在时效处理前进行塑性变形已被证明能够对 2xxx 铝合金的耐蚀性能产生显著影响^[9-11]。文献[12]比较了不同变形量预变形(0%、5%、10%、20%、30%) Al-Cu 合金的组织及性能,结果表明变形能够有效破碎粗大相颗粒,促进 θ' 相(Al_2Cu)形核,显著改善了合金的耐蚀性能,且存在一个最佳变形量预变形可使合金耐蚀性能最优,与 20% 变形量合金相比,30% 变形量合金由于位错分布不均匀,性能有所下降。在 Al-Cu 合金基础上发展出来的 Al-Cu-Mg 合金,由于 Mg 元素的加入,在固有主强化相 θ' 相(Al_2Cu)的基础上新形成了一种主强化相 S 相(Al_2CuMg),有报道指出 S 相会改变变形量为 80% 的冷轧预变形的 Al-4.3Cu-1.4Mg 合金的腐蚀类型,这主要是因为大量位错的引入促进了 S 相(Al_2CuMg 相)在晶胞内位错处择优形核,这有效阻碍了该相向晶界扩散,合金晶间腐蚀抗性显著提高,同时能够观察到晶胞内部产生了聚集性点蚀^[13]。

近年来,人们发现在 Al-Cu-Mg 合金中加入少量 Ag 元素可以形成一种新型耐热铝合金——Al-Cu-Mg-Ag 合金,它具有更加优良的高温力学性能(服役温度超过 200℃)和抗蠕变性能,这主要是由于 Ag 元素的加入改变了合金中主强化相的类型,产生了新的主强化相 Ω 相(Al_2Cu 相),该相相对于 θ' 相(Al_2Cu)具有更显著的高温抗粗化能力和强化效果^[14-18]。目前,国内外对于 Al-Cu-Mg-Ag 合金预变形和时效处理的研究主要集中在其析出行为及力学性能方面^[19-22],然而对其耐蚀性能的研究却鲜见报道。截至目前,仅有一篇相关报道^[23] 研究比较了进行 0%、2.5% 和 6.5% 冷轧预变形的中等 Cu/Mg 比(中等 Cu/Mg 比范围为 4~8) Al-Cu-Mg-Ag 合金的耐蚀性能,并指出合金的晶间腐蚀(IGC)抗性随变形量的增加而提高,变形量为 6.5% 的预变形合金耐蚀性最佳。综上,可以看出预变形对耐蚀性能的影响很大程度上取决于不同合金成分及变形量,为此,本文将对 Al-4.5Cu-0.3Mg-0.4Ag 合金分别进行 10%、20%、30% 冷轧预变形,比较不同预变形量合金的组织及性能,为研发和生产兼具优良力

学性能和耐蚀性能的高 Cu/Mg 比 Al-Cu-Mg-Ag 合金提供工艺参考。

1 实验方法

本文所采用的合金材料其主要化学成分如表 1 所示。将长 70mm、宽 30mm、厚 10mm 的合金铸锭经 460℃/15h 均匀化处理并在 560℃ 保温 2h 热轧至 5mm,经 510℃/12h 固溶处理并在室温下水淬,随后将固溶后的样品线切割成长度为 40mm 的板状进行不同变形量(10%、20%、30%)冷轧预变形,并在 185℃ 下进行时效处理,热处理工艺流程如图 1 所示。

表 1 实验合金的主要化学成分

Tab. 1 Main chemical compositions of experimental alloys
单位:%,质量分数

Cu	Mg	Ag	Al
4.5	0.3	0.4	Bal.

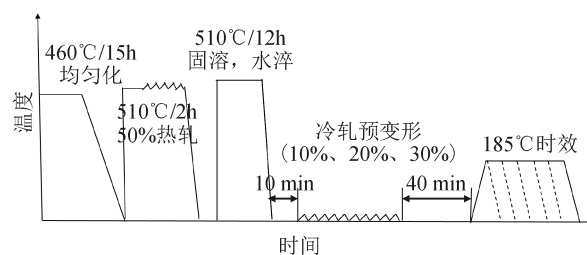


图 1 热处理工艺流程

Fig. 1 Heat treatment process flow

试样依次经过 400#、800#、2000# 砂纸打磨并采用金刚石抛光液机械抛光,金相组织腐蚀液为凯乐试剂(95ml H_2O + 2.5ml HNO_3 + 1.5ml HCl + 1ml HF),并在 Nikon LV150 型光学金相显微镜下对合金金相组织进行观察。扫描电子显微镜(SEM)样品制样方法同金相样品制备,在 JSM-6700F 型冷场发射扫描电子显微镜下进行粗大相分析。

TEM 试样用 2000# 砂纸打磨至 60 μm ,然后冲样成 $\phi 3$ mm 的金属圆薄片,并采用磁力驱动双喷射电解减薄器将距离样品边界 0.6 mm 处喷出薄区,双喷电解液为 30% 硝酸和 70% 甲醇,双喷电压设定为 -20 V,利用液氮将温度控制在 -25℃ 以下,采用 JEM-3010 型高分辨透射电子显微镜对样品进行 TEM 观察。

在 HV-1000 型显微维氏硬度计上进行硬度测试,加载时间为 10s,加载载荷为 0.2kg。晶间腐蚀实验参照《铝合金晶间腐蚀测定方法》(GB/T 7998—2005)进行。电化学测试采用三电极体系(参

比电极为 Ag/AgCl 电极,对电极为 Pt 电极),腐蚀介质为 3.5%NaCl,试样工作面积为 $\varphi 6$ mm 的圆形区域,所有试样在腐蚀介质中静置浸泡 30min 后进行测试,循环极化曲线测试正反向扫描速率均为 1mV/s,扫描范围为 $-1 \sim -0.2$ V(相对参比电极)。

2 结果与分析

2.1 金相组织和粗大相分析

图 2 为 Al-Cu-Mg-Ag 合金金相组织观察,可以看出,铸态合金呈树枝晶状,晶界附近存在明显元素偏析(见图 2(a));铸态合金经均匀化处理后,晶界元素偏析得到有效改善,合金晶界粗大相减少(见图 2(b))。冷轧预变形能够有效破碎晶界粗大相,且随变形量增加,粗大相的细化效果更加显著,可以看到未变形合金中沿晶界趋于连续分布的粗大相(见图 2(c)),而 10%预变形合金中晶界粗大相尺寸明显细化(见图 2(d));当冷轧变形量增加到 30%时,预变形合金中粗大相尺寸进一步细化,且可以看到 30%预变形合金晶粒内部出现了明显的变形带(见图 2(f)),这些变形带是由于对合金进行了较大变形量预变形所产生的,它们存在于每一个晶粒内部,方向取决于合金中的晶粒取向^[24]。

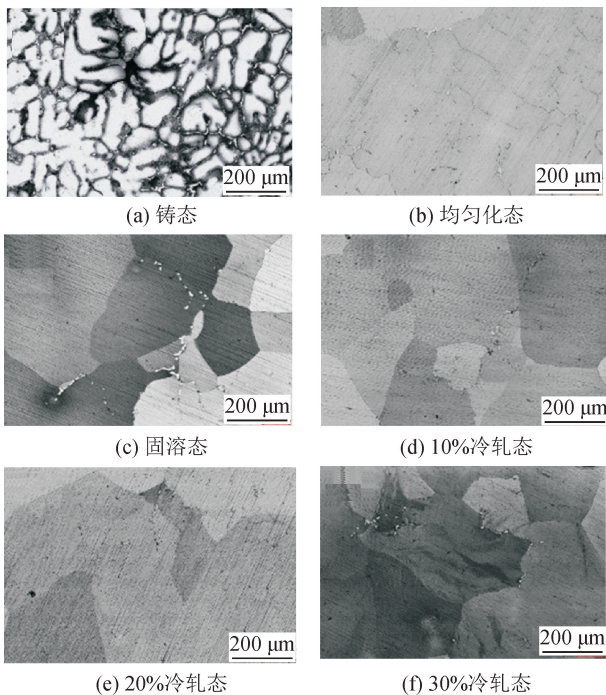


图 2 Al-Cu-Mg-Ag 合金金相组织观察

Fig. 2 Metallographic observation of Al-Cu-Mg-Ag alloy

利用扫描电子显微镜对固溶处理后的 Al-Cu-Mg-Ag 合金作进一步分析可知,合金经过固

溶处理后,晶界附近存在部分残余粗大相未能溶解,形状呈现短棒状、颗粒状和云朵状(见图 3(a)和(b))。Al-Cu-Mg-Ag 合金固溶处理后粗大相成分的 X 射线能谱(EDS)分析如表 2 所示。合金中粗大相成分主要为富 Cu 相,这是因为 Cu 原子的扩散系数较小,固溶处理后,粗大相中其他溶质原子优先溶解,导致残余粗大相中 Cu 元素含量较高。

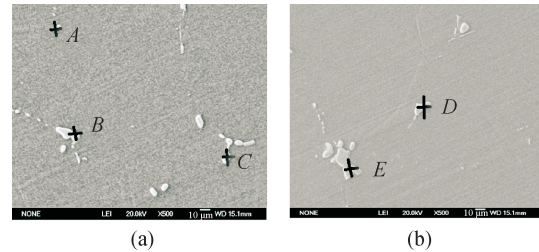


图 3 Al-Cu-Mg-Ag 合金固溶处理后 SEM 形貌
Fig. 3 SEM morphology of Al-Cu-Mg-Ag alloy in solid solution state

表 2 Al-Cu-Mg-Ag 合金固溶处理后粗大相成分 EDS 分析
Tab. 2 EDS analysis of solid solution coarse phase composition of Al-Cu-Mg-Ag alloy

位置	元素含量/(at. %)	
	Al	Cu
A	41	59
B	45	55
C	34	66
D	49	51
E	60	40

2.2 不同预变形量 Al-Cu-Mg-Ag 合金时效析出相分析

利用 TEM 分析了时效处理后 Al-Cu-Mg-Ag 合金的析出相,图 4(a)、(c)、(d)为未预变形不同时效状态和 20%冷轧预变形 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金 TEM 明场像,由图可知,合金中存在两种析出相,分别为 Ω 相和 θ' 相,均呈现盘状。其中 Ω 相为面心正交结构,其晶胞参数为 $a = 0.496$ nm, $b = 0.859$ nm, $c = 0.848$ nm,与基体的析出位相关系为 $(111)_a // (001)_\alpha$ 和 $[110]_a // [010]_\alpha$, Ω 相高分辨图像如图 4(b)所示。

为了更加准确地量化不同时效状态及预变形对合金析出相尺寸和数量的影响,利用 Image-Pro Plus 软件统计了合金中 Ω 相、 θ' 相的直径和密度,如图 5 和表 3 所示。

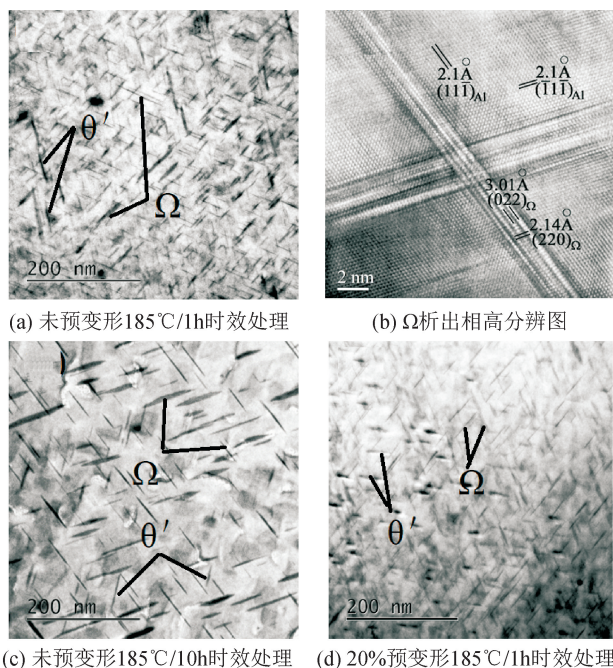


图 4 Al-Cu-Mg-Ag 合金 TEM 明场像

Fig. 4 Al-Cu-Mg-Ag alloy TEM brightfield image

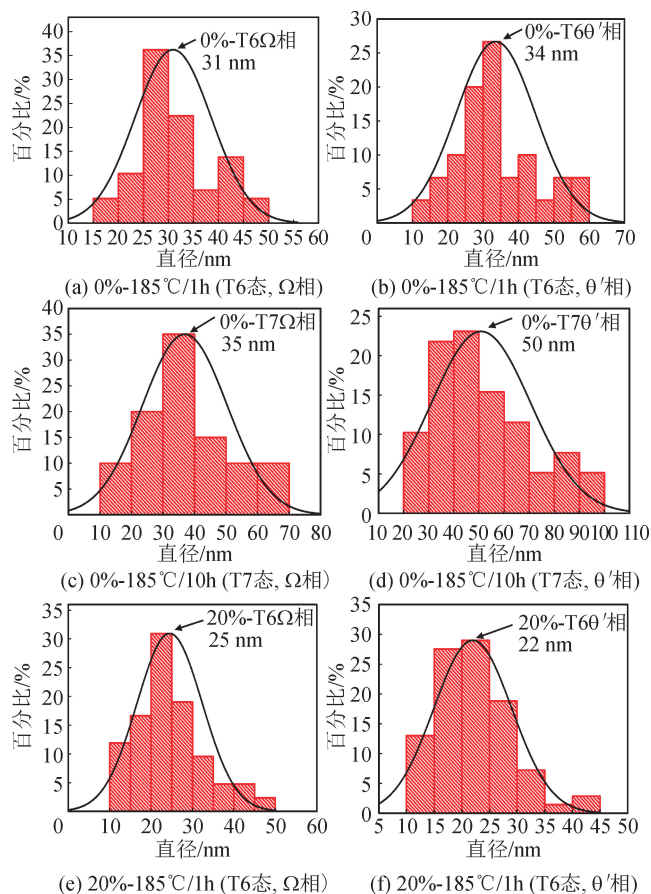


图 5 Al-Cu-Mg-Ag 合金中析出相直径统计分布图

Fig. 5 Statistical distribution of diameters of precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys

表 3 不同时效状态及不同预变形 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相密度

Tab. 3 Precipitation densities of Al-Cu-Mg-Ag alloys with different aging states and different pre-deformations

单位: 10^{20} m^{-3}

样品编号	θ' 相	Ω 相
1	23.9	62.1
2	13.9	38.8
3	39.8	48.8

注:1 表示未变形峰值时效态(185°C/1h);2 表示未变形过时效态(185°C/10h);3 表示 20%预变形峰值时效态(185°C/1h)。

对于未预变形 185°C 时效处理 Al-Cu-Mg-Ag 合金, T6 态 Ω 相和 θ' 相直径分别为 31nm 和 34nm, T7 态 Ω 相和 θ' 相直径分别为 35nm 和 50nm, 如图 5 (a)~(d) 所示, 可以看出 T6 态合金析出相直径较为细小, 随着时效时间的延长, T7 态合金中 θ' 相直径显著增加, 而 Ω 相直径增加并不明显, 这是由 Ω 相优异的热稳定性能决定的^[25]。由图 5(e)、(f) 可知, 20% 预变形 T6 态合金中 Ω 相和 θ' 相直径分别为 25nm 和 22nm, 与未预变形 T6 态合金中析出相直径相比, 预变形处理使得 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金中析出相直径减小。此外, 表 3 列出了不同时效状态及预变形 Al-Cu-Mg-Ag 合金中析出相(Ω 相和 θ' 相)密度的统计结果, 未预变形时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金中 Ω 相密度远大于 θ' 相密度。20% 预变形 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金与未预变形 T6 态相比, 其 θ' 相密度增加而 Ω 相密度减少, 主要原因是预变形引入了位错, 使得合金中位错密度和空位浓度增加, 一方面促进了 θ' 相在位错和空位等缺陷处的异质形核, 使得更多的 θ' 相析出; 另一方面位错破坏了 Ω 相形核析出所需要的 Mg-Ag 团簇与 Ag 原子的聚集, 从而抑制了 Ω 相的析出^[20]。

2.3 预变形对时效 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微硬度的影响

对未预变形(0%)、10%、20%、30% 预变形后 185°C 时效 0~24h 的合金进行显微硬度测试, 并作硬度随时效时间变化曲线图, 如图 6 所示。可以看出所有样品均在 1h 达到硬度峰值, 硬度曲线均呈现先快速升高后缓慢下降的趋势, 这是由于峰值时效态时, Al-Cu-Mg-Ag 合金中析出相最为弥散细小; 而当时效时间继续延长, 合金中析出相长大, 使得合金硬度下降。另外, 容易看出冷轧预变形提高了合金的硬度, 这是因为预变形使得合金析出相尺寸细化; 且随着预变形量的增加, 峰值硬度随之增加,

30%预变形合金的峰值硬度最大,为153HV。这主要由于随着预变形量的增加,位错数量增加,位错强化效果增强;同时,引入更多的位错促进了 θ' 相细小弥散析出,使得析出强化效果增强。

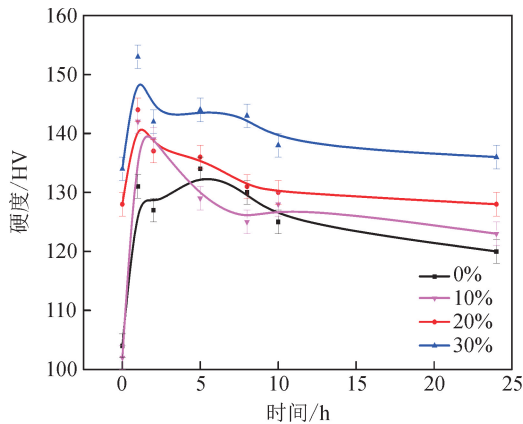


图6 不同冷轧变形量合金显微硬度随时效时间变化曲线
Fig. 6 Variation curves of microhardness with aging time of alloys with different cold rolling deformations

2.4 预变形对时效 Al-Cu-Mg-Ag 合金腐蚀性能的影响

2.4.1 电化学分析

合金局部腐蚀初期往往以点蚀的形式出现,为探究 Al-Cu-Mg-Ag 合金点蚀行为的扩展机理,本文测量了不同预变形量 Al-Cu-Mg-Ag 合金进行 185℃/1h 时效处理后的循环极化曲线(见图 7),可以看出所有样品的循环极化曲线均出现了钝化现象,为进一步分析耐蚀性差异,表 4 列出了各样品的电化学参数,其中维钝电流密度是指样品处于稳定钝化区时的电流密度,维钝电流密度反映了钝化膜的保护能力,维钝电流密度越小,说明样品钝化过程中的腐蚀速率越小,耐蚀性越好;击穿电位是指电位升高到某一临界值时电流密度突增,金属由钝态开始转变为活化态,点蚀开始发生,击穿电位反映了钝化膜破坏的难易程度,击穿电位越高,耐蚀性能越好;保护电位反映了再钝化的难易程度,保护电位越正,耐蚀性能越好^[26]。随着预变形量的增加,维钝电流密度减小,当预变形量为 20% 和 30% 时,维钝电流密度分别为 $5.5\text{E}-7\text{ A/cm}^2$ (最小)、 $7.2\text{E}-7\text{ A/cm}^2$ 。而击穿电位(如图 7 中小方框标注处所示)和保护电位(如图 7 中红色箭头处所示)相差不大,说明预变形可以显著降低合金的腐蚀倾向,这是因为变形引入位错为析出相提供了有利形核位置,促进了析出相弥散细小析出,这将有利于避免粗大第二相对钝化膜的破坏,有利于形成连续钝化膜,从而对合金表面起到更好的保护作用。可以看出样品变

形量为 20% 和 30% 时腐蚀倾向较小,将变形量由 20% 增加到 30%,其析出相尺寸仍会进一步减小,但由于 20% 变形样品中析出相足够细小弥散,析出相已处于使钝化膜不受破坏的临界尺寸范围内,因而析出相尺寸再减小对钝化膜的连续性并不会造成影响^[27]。

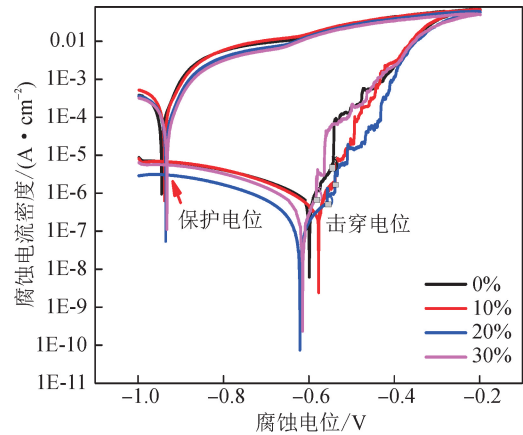


图7 不同变形量 Al-Cu-Mg-Ag 合金循环极化曲线
Fig. 7 Cyclic polarization curves of Al-Cu-Mg-Ag alloy with different deformations

表4 不同变形量及时效状态 Al-Cu-Mg-Ag 合金的电化学参数

Tab. 4 Electrochemical parameters of Al-Cu-Mg-Ag alloys with different deformations and aging states

样品编号	维钝电流密度/($\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$)	击穿电位/V	保护电位/V
1	$4.6\text{E}-6$	-0.55	-0.95
2	$1.8\text{E}-6$	-0.54	-0.94
3	$5.5\text{E}-7$	-0.56	-0.94
4	$7.2\text{E}-7$	-0.58	-0.93

注:1 表示未变形峰值时效态(185℃/1h);2 表示 10% 预变形峰值时效态(185℃/1h);3 表示 20% 预变形峰值时效态(185℃/1h);4 表示 30% 预变形峰值时效态(185℃/1h)。

2.4.2 晶间腐蚀

为比较不同预变形对 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金晶间腐蚀抗性的影响,利用光学金相显微镜分别对未预变形(0%)、10%、20%、30% 预变形 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金晶间腐蚀实验后的截面进行观察(见图 8),同时表 5 列出了不同预变形量 Al-Cu-Mg-Ag 合金的最大腐蚀深度。不同预变形量合金最大腐蚀深度由小到大依次为 $38\text{ }\mu\text{m}$ (20%)、 $40\text{ }\mu\text{m}$ (30%)、 $92\text{ }\mu\text{m}$ (10%)、 $126\text{ }\mu\text{m}$ (0%)。如图 8 (a)、(b)所示,未变形样品和 10% 预变形样品合金的晶间腐蚀实验形貌呈现点蚀+晶间腐蚀特征,而

20%和30%预变形样品的晶间腐蚀形貌为点蚀凹槽,如图8(c)、(d)所示。由此可以看出,晶间腐蚀实验结果与电化学测试结果一致。由于预变形合金中的位错有效阻碍了晶胞内溶质原子向晶界扩散,晶界析出相减少,从而降低了晶界与晶内的电势差,使得晶间腐蚀抗性增加。

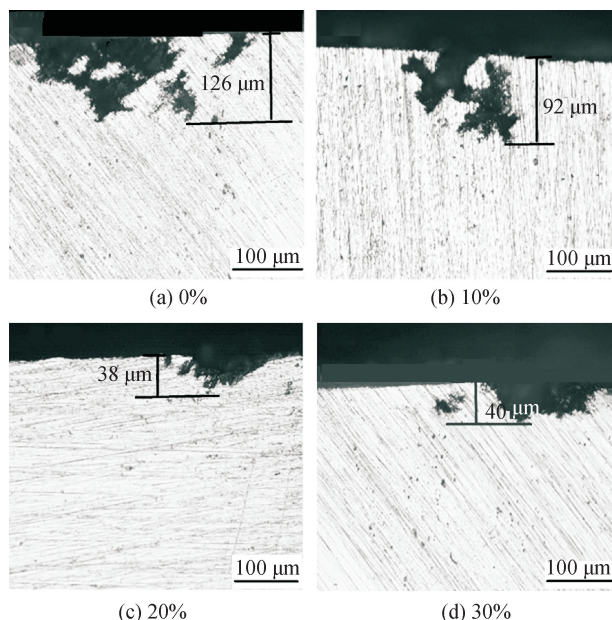


图8 不同冷轧变形 T6 态 Al-Cu-Mg-Ag 合金腐蚀形貌的横截面显微照片

Fig. 8 Cross-sectional micrographs of the corrosion morphologies of Al-Cu-Mg-Ag alloy in the T6 state at different cold rolling degrees

表5 不同时效状态及不同变形量 Al-Cu-Mg-Ag 合金的最大腐蚀深度

Tab. 5 Maximum corrosion depth of Al-Cu-Mg-Ag alloys with different aging states and different deformations

样品编号	最大腐蚀深度/(μm)
1	126
2	92
3	38
4	40

注:1表示未变形峰值时效态(185℃/1h);2表示10%预变形峰值时效态(185℃/1h);3表示20%预变形峰值时效态(185℃/1h);4表示30%预变形峰值时效态(185℃/1h)。

3 结论

1) 预变形处理使得时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金中 Ω 相和 θ' 相细小弥散析出。原因是预变形增加了位错密度和空位浓度,促进了 θ' 相的异相形核,同时抑制了 Ω 相的析出。

2) Al-Cu-Mg-Ag 合金的峰值硬度随变形量的增加而提高。30%预变形合金的峰值硬度最大,为153HV。这是由于位错密度随预变形量的增加而增加,位错强化增强;同时,引入更多的位错有利于 θ' 相细小弥散析出,析出强化效果增强。

3) 预变形能够显著提高时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金的耐蚀性能,这是因为预变形处理能够有效破碎合金中的粗大相颗粒,细化时效析出相的尺寸,从而有利于形成连续钝化膜;当变形量为20%和30%时,合金的耐蚀性能较好。

参考文献:

- [1] TAO J S, ZHANG L, WU G H, et al. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of extruded Al-4Cu-0.1Li-0.4Mg-0.4Ag-0.18Zr Alloy[J]. *Material Science and Engineering A*, 2018 (717): 11-19.
- [2] ZHANG Y X, YI Y P, HUANG S Q, et al. Influence of quenching cooling rate on residual stress and tensile properties of 2A14 aluminum alloy forgings[J]. *Material Science and Engineering A*, 2016(674):658-665.
- [3] MIAE A. Influence of the pre-homogenization treatment on the microstructure evolution and the mechanical properties of Al-Cu alloys processed by ECAP[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011(528): 6946-6957.
- [4] JOSHI A, YOGESHA K K, JAYAGANTHAN R. Influence of cryorolling and followed by annealing on high cycle fatigue behavior of ultrafine grained Al 2014 alloy [J]. *Materials Characterization*, 2017(127):253-271.
- [5] HAO Qi, LIU Xiaoyan, LIANG Shunxing, et al. Mechanical properties and corrosion resistance of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy modified by interrupted aging[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016(657): 318-324.
- [6] BAI Song, YI Xinlei, LIU Zhiyi, et al. The influence of preaging on the strength and precipitation behavior of a deformed Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018(764): 62-72.
- [7] LI Yao, LIU Zhiyi, BAI Song, et al. Enhanced mechanical properties in an Al-Cu-Mg-Ag alloy by duplex aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011 (528): 8060-8064.
- [8] 曹楚南. 悄悄进行的破坏:金属腐蚀[M]. 第1版. 北京:清华大学出版社,2000.
- [9] UYIME D, MAYSA T, CARLOS R O, et al. On the AA2198-T851 alloy microstructure and its correlation with localized corrosion behaviour [J]. *Corrosion Science*, 2018(131):300-309.
- [10] HUANG Jialei, LI Jinfeng, LIU Danyang, et al. Cor-

- relation of intergranular corrosion behaviour with microstructure in Al-Cu-Li alloy[J]. *Corrosion Science*, 2018(139):215-226.
- [11] CHEN W B, XIAO D H, WU M D, et al. Effect of cold rolling pre-deformation on microstructure and properties of V-1469 Al-Li alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9 (5): 9675-9683.
- [12] LU Yalin, WANG Jian, LI Xingcheng, et al. Effects of pre-deformation on the microstructures and corrosion behavior of 2219 aluminum alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018(723):204-211.
- [13] WANG Zhixiu, CHEN Peng, LI Hai, et al. The intergranular corrosion susceptibility of 2024 Al alloy during re-ageing after solution treating and cold-rolling [J]. *Corrosion Science*, 2017(114):156-168.
- [14] 夏卿坤,余日成,李云涛,等. Al-Cu-Mg-Ag 合金 Ω 相的研究进展[J]. *湖南工程学院学报:自然科学版*, 2006,16(1): 27-30.
XIA Qingkun, YU Richeng, LI Yuntao, et al. Development progress of Ω phase in Al-Cu-Mg-Ag alloys [J]. *Journal of Hunan Institute of Engineering (Natural Science Edition)*, 2006,16(1):27-30.
- [15] 张琪. 耐热铝合金的研究及应用现状与展望[J]. *有色金属加工*, 2021, 50(1): 1-4, 27.
ZHANG Qi. Current status and prospects of heat-resistant aluminum alloys[J]. *Nonferrous Metals Processing*, 2021, 50(1): 1-4, 27.
- [16] 高一涵,刘刚,孙军. 耐热铝基合金研究进展:微观组织设计与析出策略[J]. *金属学报*, 2021, 57 (2): 129-149.
GAO Yihan, LIU Gang, SUN Jun. Recent progress in high-temperature resistant aluminum-based alloys: microstructural design and precipitation strategy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021,57(2):129-149.
- [17] GAZIZOV M, KAIBYSHEV R. Precipitation structure and strengthening mechanisms in an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017(702): 29-40.
- [18] 屈华,徐巧至,刘伟东,等. Al-Cu-Mg-Ag 合金 Ω 相价电子结构与沉淀硬化能力的关系 [J]. *材料导报*, 2021, 35(12): 12110-12113.
QU Hua, XU Qiaozhi, LIU Weidong, et al. Relationship between the valence electron structure of Ω and the ability of precipitation hardening in Al-Cu-Mg-Ag alloys [J]. *Materials Reports*, 2021, 35 (12): 12110-12113.
- [19] RINGER S P, MUDDLE B C, POLMEAR I J. Effects of cold work on precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) and Al-Cu-Li-(Mg-Ag) alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1995(26A):1659-1671.
- [20] CHEN Yute, LEE Shenglong, BOR Huiyun, et al. Effect of natural aging and cold working on microstructures and mechanical properties of Al-4. 6Cu-0. 5Mg-0. 5Ag alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013(162):764-770.
- [21] KAIBYSHEV R, GAZIZOV M. Effect of pre-straining on the aging behavior and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015(625):119-130.
- [22] WANG Xiaoming, SHAO Wenzhu, JIANG Jiantang, et al. Quantitative analysis of the influences of pre-treatments on the microstructure evolution and mechanical properties during artificial ageing of an Al-Cu-Li-Mg-Ag alloy [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020(782): 139253.
- [23] LIU Xiaoyan, WANG Zhaopeng, LI Qingshuai, et al. Effects of pre-deformation on microstructure and properties of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy[J]. *Journal of Central South University*, 2017(24): 1027-1033.
- [24] DONATUS U, THOMPSON G E, ELABAR D, et al. Features in aluminium alloy grains and their effects on anodizing and corrosion[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2015(277): 91-98.
- [25] 刘志义,李云涛,刘延斌,等. Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2007,17(12): 1905-1915.
LIU Zhiyi, LI Yuntao, LIU Yanbing, et al. Development of Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007,17(12):1905-1915.
- [26] 肖纪美,曹楚南. 材料腐蚀学原理[M]. 第 1 版. 北京: 化学工业出版社,2002:38-42.
- [27] RALSTON K D, BIRBILIS N, WEYLAND M, et al. The effect of precipitate size on the yield strength-pitting corrosion correlation in Al-Cu-Mg alloys [J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(18): 5941-5948.

(责任编辑 周 蓓)