

Yb 微合金化对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和性能的影响

许永祥¹, 朱梦真¹, 方华婵¹, 张 茁², 段志英¹, 孙 振¹

(1. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

(2. 中南大学 高等研究中心, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 采用熔炼铸造的方法, 结合热挤压变形和固溶时效等工艺制备了 Al-Zn-Mg-Cu 和 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 2 种合金。利用金相显微镜、扫描电镜、透射电镜对组织结构进行观察, 采用差热分析仪、拉伸试验机和电化学工作站对性能进行检测, 研究了稀土 Yb 微合金化对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织和性能的影响。结果表明: Yb 的添加能够明显细化晶粒, 显微硬度和抗拉强度分别由 1230.881 MPa、562.9 MPa 提高至 1518.02 MPa、616.3 MPa, 拉伸断裂形式也由沿晶和韧窝共存的混合型断裂转变为完全的韧窝型断裂。然而基体中 Al_3Cu_4Yb 粗大相的析出及晶界处 η 相的连续分布, 对合金耐腐蚀性能不利。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 合金; Yb 微合金化; 细化晶粒; 拉伸断口; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)10-3556-07

超高强 Al-Zn-Mg-Cu 合金具有高的比强度和良好的加工性能, 被广泛应用在航空航天等领域^[1-3]。其优异的力学性能源于时效析出的 $MgZn_2$ 相 (η' 相) 沉淀^[4], 而 Cu 元素起到固溶强化作用的同时, 还能降低费米能级差和晶界与基体之间的电位差以提高合金的耐腐蚀性^[5-7]。然而随着航空工业等领域的飞速发展, 对铝合金材料性能提出了更高的要求, 且目前国际竞争加大, 亟待开发出兼具超高强和良好耐蚀性的铝合金材料。

多年来, 研究者的思路是通过调整晶界特征和改变析出相来提高合金的性能。韩宝帅等人^[8]通过控制淬火温度成功调控了晶界处的淬火析出相, Huang 等^[9]通过高温预沉淀工艺改变了相沉淀顺序, Cheng 等^[10]提出了分段时效的工艺方法使高 Cu 含量的晶界析出相粗化, 均实现了耐蚀性能的提升, 但同时带来了力学性能下降的问题, 而 Al-Zn-Mg-Cu 合金作为承重的结构件, 力学性能的下降会导致其应用受限。新一代超高强耐腐蚀铝合金的发展方向是微合金化, 利用形成的共格弥散相来细化晶粒并且抑制再结晶, 从而提高合金的性能。Sc、Er 和 Yb^[11-14]已被证明能够与 Al 化合形成 L_{12} 型共格粒子 (Al_3Sc 、 Al_3Er 和

Al_3Yb), 这些相能够很好地阻碍位错运动, 同时 Sun 等^[11]发现 Sc 的添加能够使得 Al-Zn-Mg-Cu-Zr 合金晶界处的析出相变得不连续, 改善了合金的抗晶间和剥落腐蚀性能, 然而对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 这些添加元素还会与 Cu 元素通过强的相互作用形成粗大相^[15-17], 而该粗大相对合金性能的影响尚未得到系统研究。Zhang 等^[18]通过测量电阻率的方法评估了这些元素在铝基体中的固溶度, 并发现 Yb 相对 Sc 和 Er 更易获得细小弥散的强化相, 且重稀土元素 Yb 更容易在晶界处偏聚, 阻碍晶粒长大, 起到细晶强化的作用^[19]。此外, Yb 的价格远低于 Sc^[20], 因此将 Yb 添加至 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 有望制备出高强耐蚀且价格低的铝合金材料。

基于上述考虑, 本文通过系统对比 Al-Zn-Mg-Cu 合金在加 Yb 前后性能的变化, 来探究 Yb 的添加对于 Al-Zn-Mg-Cu 合金的作用机理, 这对工业生产具有一定的指导意义。

1 实 验

实验使用纯 Al、纯 Zn、纯 Mg 以及 Al-50Cu、Al-4Yb 中间合金为原料, 采用电阻炉进行熔炼, 气氛

收稿日期: 2022-10-07

基金项目: 国家自然科学基金青年基金 (51501228); 湖南省自然科学基金 (2015JJ3167); 中南大学大型仪器设备共享基金 (CSUZC202109); 中南大学研究生自主创新项目 (1053320192832)

作者简介: 许永祥, 男, 1997 年生, 硕士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830614, E-mail: 767867209@qq.com

为空气, 精炼剂为 C_2Cl_6 , 浇铸温度为 $720\sim 760\text{ }^\circ\text{C}$, 在已经预热的铁模具中浇铸成型, 制备出 2 种铸锭 (Al-Zn-Mg-Cu、Al-Zn-Mg-Cu-Yb)。将铸锭在 $465\text{ }^\circ\text{C}$ 下保温 24 h 进行匀质处理, 接着进行热挤压, 挤压比为 12.2, 挤压温度为 $420\text{ }^\circ\text{C}$, 再通过 Netzsch DSC204F1 型差热分析仪确定合适的固溶处理工艺, 并确定固溶温度为 $470\text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间为 1 h, 淬火后立即进行 T6 峰时效 ($130\text{ }^\circ\text{C}$, 24 h)。

通过 Magix-Pw2403 型荧光发射光谱仪测试铝合金的实际成分, 结果如表 1 所示。对经过热挤压 (hot-extruded treatment, HET) 和固溶-时效 (solution-aging treatment, SAT) 2 种状态的样品进行研磨和抛光, 然后用 Graff-Seagent 试剂 ($3\text{ g Cr}_2\text{O}_3+1\text{ mL HF}+16\text{ mL HNO}_3+83\text{ mL H}_2\text{O}$) 进行腐蚀, 并在 DM2700M 型光学显微镜上观察金相组织。用 Titan G2 60-300 型透射电镜对合金中的第二相进行观察, 并进行成分分析, 并采用 Tecnai G2 20S-Twin 型透射电镜对晶界进行观察; 透射样品是采用 Tenupol-5 型电解双喷减薄仪所制备, 电压为 20 V, 温度控制在 $-30\sim -25\text{ }^\circ\text{C}$, 电解液为 25% HNO_3 和 75% CH_3OH (体积分数) 的混合溶液。

显微硬度由维氏硬度计 (BUEHLER 5104) 测试, 测试点为 5 个; 室温拉伸试验在 Instron 3369 (50 kN) 拉伸试验机上进行, 测试 5 次; 极化曲线测试采用三电极系统进行, 以饱和甘汞电极为参比电极, 铂电极为辅助电极, 铝合金试样 (测试面积为 1 cm^2) 为工作电极, 并以晶间腐蚀溶液 (IGC, 57 g/L NaCl 和 10 g/L H_2O_2 混合溶液) 为测试溶液, 测试前试样在 IGC 溶液中静置 5 min, 待开路电位稳定时再进行测试, 测试温度保持在 $35\text{ }^\circ\text{C}$; 用 Nova NanoSEM 230 型扫描电子显微镜观察拉伸断口形貌和腐蚀表面形貌。

2 结果与讨论

2.1 差热分析

为了确定合适的 SAT 温度, 首先对 HET 状态的合金进行 DSC 分析。如图 1 所示, Al-Zn-Mg-Cu 和 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金分别在 482 和 $474\text{ }^\circ\text{C}$ 存在 1 个吸热峰, 当固溶温度超过吸热峰所对应的温度时, 合金发生过烧^[21-22], 然而较高的固溶温度能够溶解更多

表 1 合金的实际成分

Alloy	Zn	Mg	Cu	Yb	Al
Al-Zn-Mg-Cu	8.67	2.52	2.18	-	Bal.
Al-Zn-Mg-Cu-Yb	8.59	2.43	2.19	0.25	Bal.

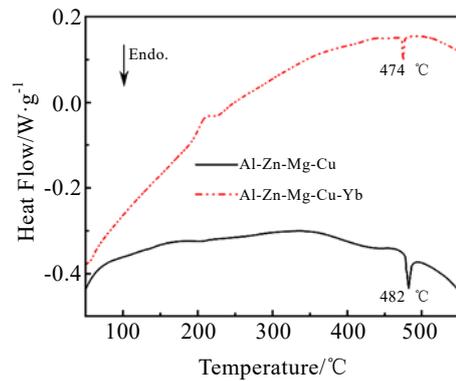


图 1 热挤压态合金的 DSC 曲线

Fig.1 DSC curves for the HET alloys

的合金元素, 固溶效果提高。综合考虑固溶效果和不使合金发生过烧这 2 种因素, 选择 $470\text{ }^\circ\text{C}$ 作为 SAT 的温度。

2.2 显微组织

图 2a 和 2c 分别为 2 种合金 HET 状态的金相组织, 可以看出 2 种合金的晶粒均呈纤维状, 在 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金中还存在沿变形方向线性分布的第二相 (图 2c 中红色箭头所指)。SAT 状态下的 Al-Zn-Mg-Cu 合金由大小不一的等轴晶组成, 如图 2b 所示, 而 SAT 态 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金的晶粒与之相比更加细小, 且在晶界处分散着粗大的第二相 (图 2d 中红色箭头所指)。这表明 Yb 的添加能够形成沿晶界分布的粗大相, 且 Yb 添加还会起到细化晶粒的作用。

图 3a 为 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金在 SAT 状态下的 TEM 像, 可以看出在晶界处存在大小不一的析出相, 为了进一步分析该相的成分, 对图 3a 中标记处的区域进行 EDS 元素点分析和面扫描, 可以发现, 白色的析出相主要由原子分数 60.93%Al、26.35%Cu 和 7.62%Yb 组成, 其原子分数比接近 8:4:1, 根据原子配比及文献^[23-24], 推断该相为 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Yb}$ 相。

2.3 力学性能

为了研究 Yb 的添加对 Al-Zn-Mg-Cu 合金力学性能的影响, 对 2 种 SAT 态合金显微硬度和抗拉强度进行了测试, 如图 4 所示。结果表明, Yb 的添加后, 合金的显微硬度和抗拉强度都得到了显著提高, 显微硬度由 1230.88 MPa 提高至 1518.02 MPa , 增幅为 23.3%, 抗拉强度由 562.9 MPa 提高至 616.3 MPa , 增幅为 9.5%, 这表明 Yb 的添加有利于 Al-Zn-Mg-Cu 合金力学性能的提高。

图 5 为 2 种 SAT 态合金的拉伸断口形貌, 可以看到, Al-Zn-Mg-Cu 合金的断口形貌兼具韧窝穿晶型断裂和沿晶型断裂特征, 而 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金则以

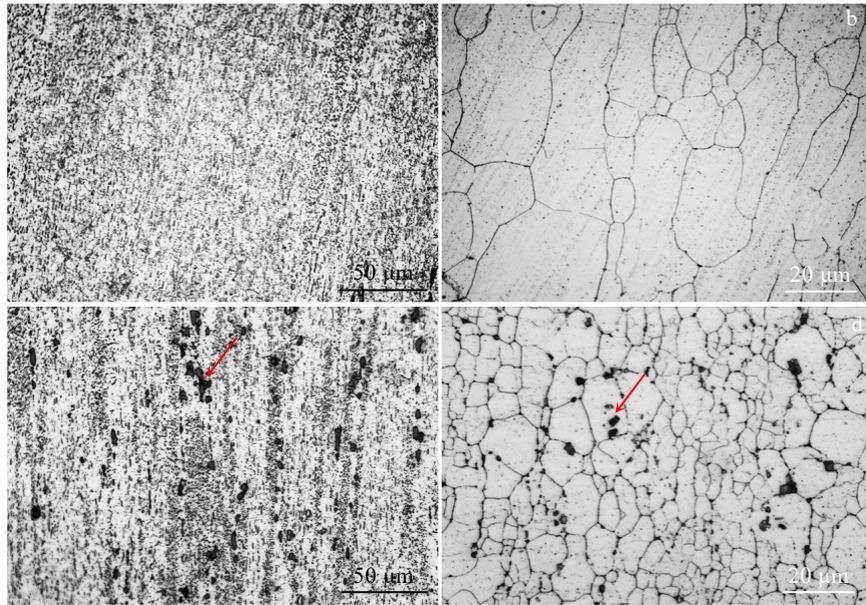


图 2 Al-Zn-Mg-Cu 和 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金热挤压态和固溶时效态的金相组织

Fig. 2 OM microstructures of HET Al-Zn-Mg-Cu (a), SAT Al-Zn-Mg-Cu (b), HET Al-Zn-Mg-Cu-Yb (c), and (d) SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb

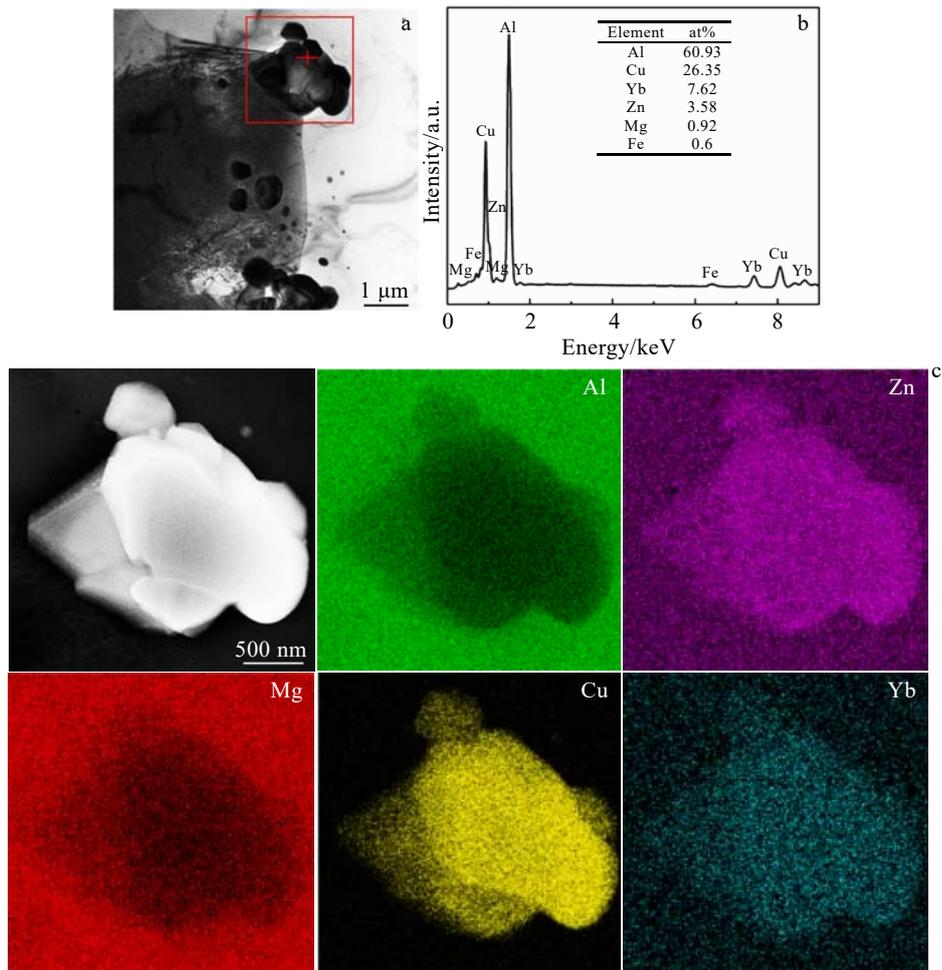


图 3 SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金的 TEM 像及第二相的 EDS 分析

Fig.3 TEM image of the SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloy (a), EDS analysis results (b) and EDS element mappings (c) of the second phase

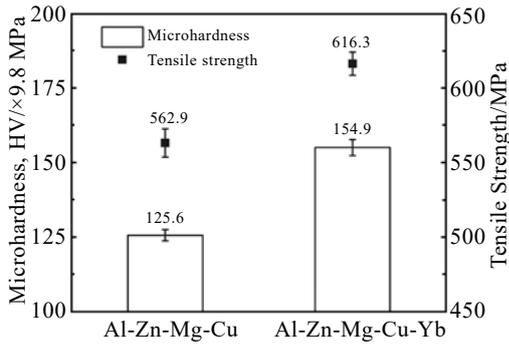


图 4 Yb 添加前后 SAT 铝合金的显微硬度及抗拉强度

Fig.4 Microhardness and tensile strength of the SAT Al-Zn-Mg-Cu and Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloys

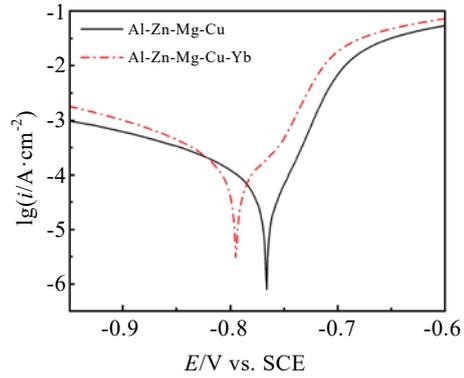


图 6 Yb 添加前后 SAT 铝合金的极化曲线

Fig.6 Polarization curves of the SAT Al-Zn-Mg-Cu and Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloys

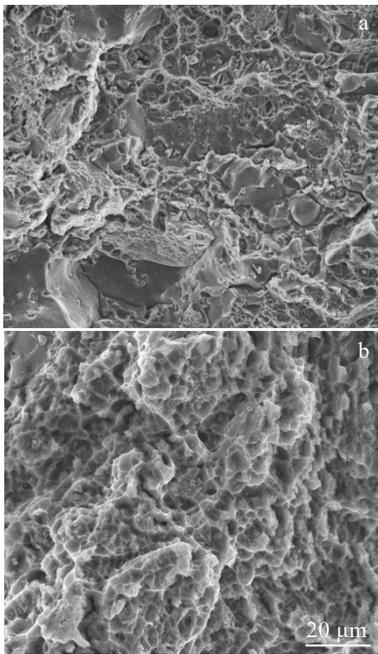


图 5 Yb 添加前后 SAT 铝合金拉伸试样断口形貌

Fig.5 Fracture morphologies of SAT Al-Zn-Mg-Cu (a) and Al-Zn-Mg-Cu-Yb (b) tensile specimens

韧窝穿晶型断裂为主, 从合金的拉伸断口特征可以判断出 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金具有更好的拉伸性能。

2.4 腐蚀性能

图 6 为 2 种 SAT 态合金在 IGC 溶液中的极化曲线, 对其进行 Tafel 分析可得到相应合金的电化学腐蚀参数, 包括腐蚀电位 (E_{corr}) 和腐蚀电流 (I_{corr}), 如表 2 所示。Al-Zn-Mg-Cu 和 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金的 E_{corr} 分别为 -0.766 和 -0.789 V, 说明添加 Yb 后, Al-Zn-Mg-Cu 合金腐蚀倾向更大。根据法拉第定律^[25], 电化学腐蚀速率与 I_{corr} 成正比, 而 Al-Zn-Mg-Cu 和 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金的

表 2 Yb 添加前后 SAT 铝合金极化曲线拟合参数

Table 2 Polarization curves parameters of the SAT Al-Zn-Mg-Cu and Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloys

Alloy	E_{corr}/V vs. SCE	$I_{corr}/\mu A \cdot cm^{-2}$
Al-Zn-Mg-Cu	-0.766	73.35
Al-Zn-Mg-Cu-Yb	-0.789	104.2

I_{corr} 分别为 73.35 和 $104.2 \mu A \cdot cm^{-2}$, 所以从腐蚀动力学的角度也证明了 Yb 的添加对合金腐蚀性能不利。

图 7 是 Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金在极化曲线测试后的腐蚀表面 SEM 形貌, 从图 7a 中可以发现, 腐蚀主要发生在 Al_8Cu_4Yb 相与基体交接处, 放大后观察, 如图 7b 所示, Al_8Cu_4Yb 相周围的基体会优先于 Al_8Cu_4Yb 相发生电化学腐蚀, 根据文献[26]中的报道, 这是由于 Al_8Cu_4Yb 相的腐蚀电位高于基体, 在合金发生腐蚀时, Al_8Cu_4Yb 相与基体之间会失去连接而产生间隙, 从而使得 Al_8Cu_4Yb 相从基体中脱落, 形成腐蚀坑, 这也解释了 Yb 的添加会恶化 Al-Zn-Mg-Cu 合金耐腐蚀性能的原因。

3 讨论

3.1 Yb 的添加对 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织的影响

前期研究^[27]表明在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, Yb 与主合金元素 Cu 之间存在较强的交互作用, 易形成 Al_8Cu_4Yb 稳定相, 图 2 和图 3 也进一步证实了这一观点。在 HET 状态下, Al_8Cu_4Yb 相会沿着挤压变形方向线性排布, 这是因为稀土元素 Yb 会偏聚在能量较高的位置处, 在凝固结晶过程中会优先富集在晶界, 在此处形核长大, 经过挤压变形后, 原始晶界被拉长, 故 Al_8Cu_4Yb 相呈现出沿着变形方向线性排布, 而在

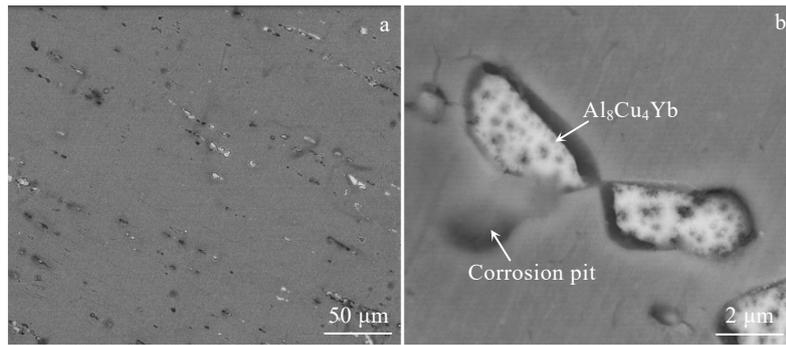


图 7 极化曲线测试后 SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb 合金的腐蚀表面 SEM 形貌

Fig.7 Corrosion surface SEM morphology of SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloy after polarization curve test (a) and its magnified image (b)

SAT 状态下, 经过回复再结晶及晶粒长大的过程, 该相仍保留在晶界周围。

Yb 的添加还会起到细化晶粒的作用。由于 Yb 偏聚在晶界周围, 对晶界起到钉扎作用, 同时结合文献 [28]可知, 图 8a 和 8b 所示的细小 Al_3Yb 粒子阻碍晶体内的位错运动, 这两方面原因协同起到细化晶粒的作用。

3.2 Yb 的添加对 Al-Zn-Mg-Cu 合金力学性能的影响

从图 4 中 2 种 SAT 态合金性能参数的比较中发现 Yb 的添加会提高合金的力学性能。其力学性能的提高主要来源于以下两方面: (1) 基体中会存在 Al_3Yb 粒子, 起到第二相强化的作用; (2) 细晶强化作用, 根

据 Hall-Petch 公式, 在一定范围内, 晶粒越细小, 强度越高。

3.3 Yb 的添加对 Al-Zn-Mg-Cu 合金腐蚀性能的影响

从图 6 和表 2 可知, Yb 的添加会恶化 Al-Zn-Mg-Cu 合金的耐腐蚀性能。在 IGC 溶液中, 由于电位差的存在, 腐蚀主要发生在晶界与基体以及析出相与基体之间, 由此推断合金耐腐蚀性能下降的原因有以下两方面: (1) 如图 7 所示, Al_8Cu_4Yb 相的存在增加了腐蚀发生的区域; (2) 如图 8c 和 8d 所示, 在 Al-Zn-Mg-Cu 合金中, 其晶界处的 $MgZn_2$ 相 (η) 呈断续分布, 而添加 Yb 后, 晶界处的 η 相呈连续分布, 构成了完整的腐蚀通道, 故耐腐蚀性能下降。

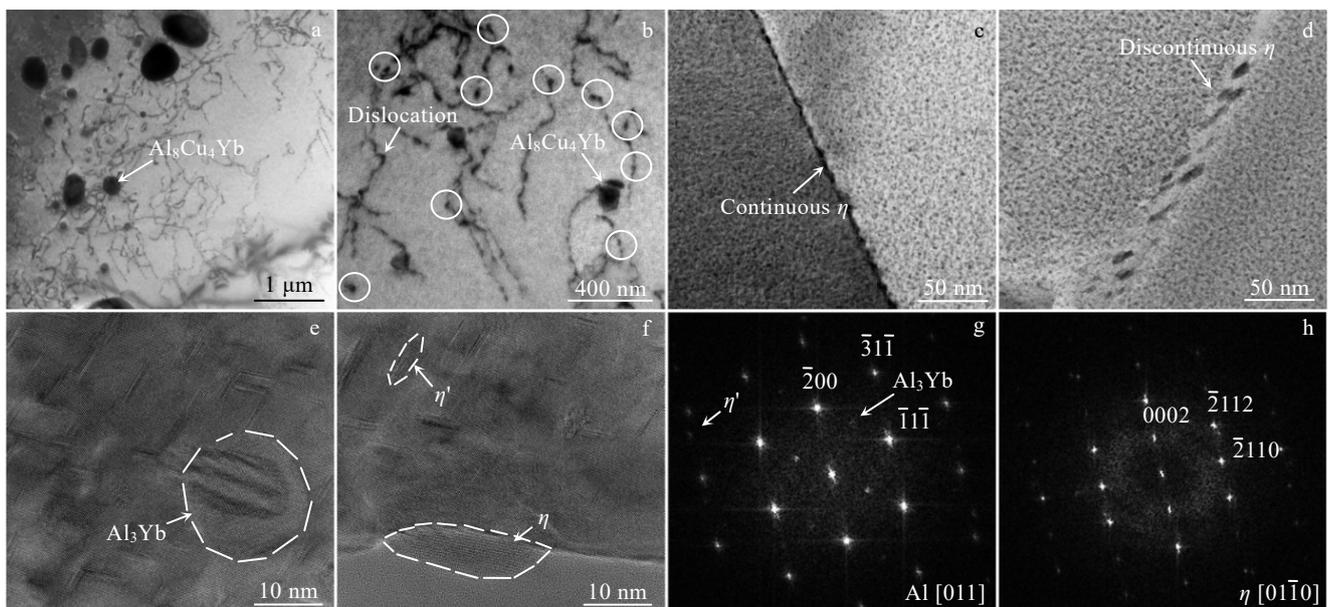


图 8 Yb 添加前后 SAT 铝合金 TEM 像及第二相 FFT

Fig.8 TEM images of SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloy (a, b); η phase distribution on grain boundary structure of SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloy (c) and SAT Al-Zn-Mg-Cu alloy (d); HRTEM images of Al_3Yb and η in SAT Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloy (e, f), FFT of Al_3Yb (g) and η (h) phase

4 结 论

1) Al-Zn-Mg-Cu 合金添加微量 Yb 后晶界处会有粗大的 Al_8Cu_4Yb 相形成, 且晶界处的 η 相由断续分布转变为连续分布, 同时合金晶粒得到细化;

2) 添加 Yb 后合金的力学性能显著提高, 显微硬度和抗拉强度分别为 1518.02 MPa 和 616.3 MPa, 与添加前的 1230.88 MPa 和 562.9 MPa 相比, 增幅分别为 23.3% 和 9.5%, 拉伸断裂形式由韧窝穿晶和沿晶的混合型断裂转变为韧窝穿晶型断裂;

3) 添加 Yb 后合金的耐腐蚀性能下降, 腐蚀电位由 -0.766 V 降低至 -0.789 V, 腐蚀电流密度由 $73.35 \mu A \cdot cm^{-2}$ 增加至 $104.2 \mu A \cdot cm^{-2}$ 。

参考文献 References

- [1] Ma Y, Geng J W, Chen Z *et al.* *Engineering Fracture Mechanics*[J], 2019, 207: 23
- [2] Liao B, Wu X D, Cao L F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 796: 103
- [3] Moon C, Thuillier S, Lee J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 856: 158 180
- [4] Chung T F, Yang Y L, Shiojiri M *et al.* *Procedia Manufacturing*[J], 2019, 37: 201
- [5] Yuan D L, Chen K H, Chen S Y *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 164: 107 558
- [6] Liu Guili(刘贵立), Fang Geliang(方戈亮). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(9): 1598
- [7] Zhang Z R, Li Y, Li H X *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 20(9-10): 4585
- [8] Han Baoshuai(韩宝帅), Zeng Yuansong(曾元松), Xu Yanjin(徐严谨) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1378
- [9] Huang L P, Chen K H, Li S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(4): 305
- [10] Cheng Q S, Ye L Y, Huang Q M *et al.* *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2022, 20(9-10): 3185
- [11] Sun Y Q, Luo Y H, Pan Q L *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 101 899
- [12] Wang Y C, Wu X D, Cao L F *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 792: 139 807
- [13] Peng G S, Chen K H, Fang H C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 535: 311
- [14] Xiao Q F, Huang J W, Jiang Y G *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(6): 1429
- [15] Dong P X, Chen S Y, Chen K H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 788: 329
- [16] Shu W X, Hou L G, Zhang C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 657: 269
- [17] Xie P, Chen S Y, Chen K H *et al.* *Corrosion Science*[J], 2019, 161: 108 184
- [18] Zhang Y, Gao K Y, Wen S P *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 590: 526
- [19] Mei Feiqiang(梅飞强), Wang Shaohua(王少华), Fang Canfeng(房灿峰) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(9): 2439
- [20] Wang W, Yi D Q, Hua W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 870: 159 485
- [21] Xu X J, Mao Q, Jiang Z *et al.* *Materials Letters*[J], 2019, 254: 375
- [22] Wen X L, Chen B, Chen Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 847: 143 290
- [23] Fang Huachan(方华婵), Zhu Jiamin(朱佳敏), Chen Zhuo(陈卓) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2019, 24(2): 176
- [24] Fang Huachan(方华婵), Liu Tan(刘 滩), Zhu Jiamin(朱佳敏) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(7): 1348
- [25] Liu X Y, Li M J, Gao F *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 639: 263
- [26] Sun Y W, Pan Q L, Sun Y Q *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 783: 329
- [27] Xu Yongxiang(许永祥), Fang Huachan(方华婵), Duan Zhiying(段志英) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2022, 27(5): 519
- [28] Tang C L, Zhou D J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(7): 2326

Effect of Yb Microalloying on Microstructure and Properties of Al-Zn-Mg-Cu Alloy

Xu Yongxiang¹, Zhu Mengzhen¹, Fang Huachan¹, Zhang Zhuo², Duan Zhiying¹, Sun Zhen¹

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Advance Research Center, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Al-Zn-Mg-Cu and Al-Zn-Mg-Cu-Yb alloys were prepared by melting casting, hot extrusion deformation and solution aging. The effect of rare earth Yb microalloying on the microstructure of Al-Zn-Mg-Cu alloy was observed by optical microscope, scanning electron microscope and transmission electron microscope, and the properties were tested by differential thermal analyzer, tensile tester and electrochemical workstation. The results show that the addition of Yb can obviously refine the grains, and the microhardness and tensile strength increase from 1230.88 MPa and 562.9 MPa to 1518.05 MPa and 616.3 MPa, respectively. The tensile fracture mode also changes from intergranular fracture and dimple fracture mixing to complete dimple fracture. However, the precipitation of coarse $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Yb}$ phase in the matrix and the continuous distribution of η phase on grain boundaries are unfavorable to the corrosion resistance.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu alloy; Yb microalloying; grains refining; tensile fracture; corrosion resistance

Corresponding author: Fang Huachan, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830614, E-mail: fanghc@csu.edu.cn