

Cu 含量对 Al-Mg-Si-Cu 合金微观组织和性能的影响

王芝秀^{1,2,3}, 李海^{2,3}, 顾建华^{2,3}, 宋仁国^{2,3}, 郑子樵¹

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 常州大学 材料科学与工程学院, 常州 213164;

3. 常州大学 常州市先进金属重点实验室, 常州 213164)

摘 要: 采用 DSC 热分析、硬度、电导率、拉伸和晶间腐蚀等测试及透射电镜组织观察, 研究 Cu 含量对 Al-Mg-Si-Cu 合金微观组织和性能的影响。实验表明: 180 °C 时效时, 4 种合金硬度上升至峰值后持续下降, 且随着 Cu 含量增加, 合金的时效硬度随之提高, 硬化速率加快而软化速率降低; 时效时电导率先下降至最低值后又持续上升, 且 Cu 含量越高, 电导率越低。随着 Cu 含量增加, T6 和 T4 态合金的强度随之提高, 晶间腐蚀抗力下降, 但无 Cu 合金不发生晶间腐蚀; T6 态合金析出相类型随 Cu 含量增加而变化, Cu 含量较低时(0.6 以下), 析出 β'' 相; 而 Cu 含量为 0.9 时, 析出相为 β'' 相和 Q' 相共存; 且随着 Cu 含量增加, 析出相数量和体积分数增加而尺寸减小, T4 态合金析出相为原子团簇。

关键词 Al-Mg-Si-Cu 合金; Cu 含量; 析出相; 晶间腐蚀; 拉伸性能

中图分类号: TG292

文献标志码: A

Effect of Cu content on microstructures and properties of Al-Mg-Si-Cu alloys

WANG Zhi-xiu^{1,2,3}, LI Hai^{2,3}, GU Jian-hua^{2,3}, SONG Ren-guo^{2,3}, ZHENG Zi-qiao¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China;

3. Key Laboratory of Advanced Metal Materials of Changzhou City, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

Abstract: The microstructures and properties of Al-Mg-Si-Cu alloys were investigated by differential scanning calorimetry, Vickers hardness, electrical conductivity, tensile properties test, intergranular corrosion and transmission electron microscopy. The hardness of the alloys aged at 180 °C increases to a peak value and decreases subsequently. The hardening rates of the alloys increase with the increase of Cu content, and the softening rate decreases due to overageing. The electrical conductivity of the alloys firstly decreases to a minimum value and increases subsequently. The electrical conductivity decreases with the increase of Cu content. With the Cu content increasing, the tensile strengths of the alloys in T6 and T4 increase, and the resistance to intergranular corrosion decreases, but the alloy without Cu does not present intergranular corrosion sensitivity. The kind of the precipitates in the T6 alloy varies with the Cu content increasing. β'' phase dominates in the alloys at the Cu content lower than 0.6, but β'' and Q' coexist in the alloys with Cu content of 0.9. The number density and volume fraction of the precipitates increase with the increase of Cu content and the size decreases. The precipitates are solute clusters in the T4 alloy.

Key words: Al-Mg-Si-Cu alloy; Cu content; precipitate phase; intergranular corrosion; tensile property

6000 系 Al-Mg-Si-Cu 合金具有低密度、中等强度、良好的成型性、焊接性和低应力腐蚀敏感性等优点, 在航天航空领域有着重要应用, 如 6013、6056、1370 及 6069 等合金^[1-3]。Cu 是影响 6000 系合金强度、耐腐蚀性及焊接性等重要元素。关于 Cu 合金化作用, 国外已有较多研究, 主要涉及到析出序列、析出相结构、耐腐蚀性和力学性能等^[4-10], 而国内此类研究仍较少^[11-15]。

为了适应我国飞机制造业对高性能 6000 系合金的需求, 本文作者研究 Cu 含量对 Al-Mg-Si-Cu 合金时效行为的影响, 测试 T6 和 T4 两种状态合金的拉伸和晶间腐蚀性能, 并通过透射电镜组织观察, 分析 Cu 含量对微观组织和性能的影响规律, 为进一步优化 6000 系合金成分和性能奠定基础。

1 实验

实验合金名义成分为 Al-1.0Mg-1.1Si-xCu-0.6Mn-0.15Cr ($x=0, 0.3, 0.6, 0.9$, 质量分数, %)。以纯 Al、纯 Mg、Al-Cu、Al-Mn 和 Al-Cr 中间合金为原材料, 在井式电阻炉中用石墨坩埚进行熔炼, 精炼除气后铁模浇注, 实际成分见表 1。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of alloys

Alloy No.	Mass fraction/%						
	Si	Mg	Mn	Cr	Fe	Cu	Al
1	1.12	1.05	0.61	0.13	0.11	0	Bal.
2	1.11	1.02	0.58	0.15	0.10	0.29	Bal.
3	1.14	0.98	0.57	0.17	0.12	0.58	Bal.
4	1.12	1.07	0.62	0.13	0.12	0.92	Bal.

4 种合金铸锭经 510 °C、24 h 均匀化退火、热轧、中间退火, 最终冷轧成厚 2 mm 左右薄板。经 540 °C、30 min 固溶处理, 室温水淬后进行 180 °C 时效, 分别采用 HAZ-5 型维氏硬度计和 7501 型电导仪测试硬度和电导率, 以监控时效硬化行为。选取 180 °C、6 h(T6) 时效状态, 在 DSC SP 型差示扫描量热仪上进行热分析, 样品尺寸为 $d 5 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$, 以 10 °C/min 升温速度在氩气中加热至 500 °C, 并以高纯铝为参考样扣除噪底。拉伸性能和晶间腐蚀性能测试选取 T6 和 T4(自然时效两周)两种状态。拉伸试样标距为 35 mm $\times$ 8 mm, 在 WDT-30 型试验机上进行测试, 拉伸速度

为 2 mm/min。晶间腐蚀敏感性测试按照国标 GB/T 7998—2005 进行, 在 XJG-05 型金相显微镜上观察腐蚀形貌。采用双喷减薄制备薄膜样品, 在 TECNAI G² 20 型透射电镜上观察组织。

2 实验结果

2.1 时效特性

图 1 所示为 4 种合金 180 °C 时效硬度及电导率变化曲线。图 1(a)表明, 淬火状态下 4 种合金硬度相近, 表明 Cu 含量变化引起的固溶强化差别并不显著; 且随着时效时间的延长, 合金硬度增加至峰值后持续下降。另外, Cu 含量越高, 合金硬度越大, 到达峰值时间越短, 过时效软化速度也变慢。1 号合金时效 10 h 达到峰值硬度 146.6 HV, 而 2 号、3 号和 4 号合金则分别需 8 h、6 h 和 4 h 达到相应的 160.0、163.6 和 170.6 HV 峰值硬度; 时效结束时(288 h), 1 号、2 号、3 号和 4 号合金硬度分别降低至 106.4、122.1、131.3 和

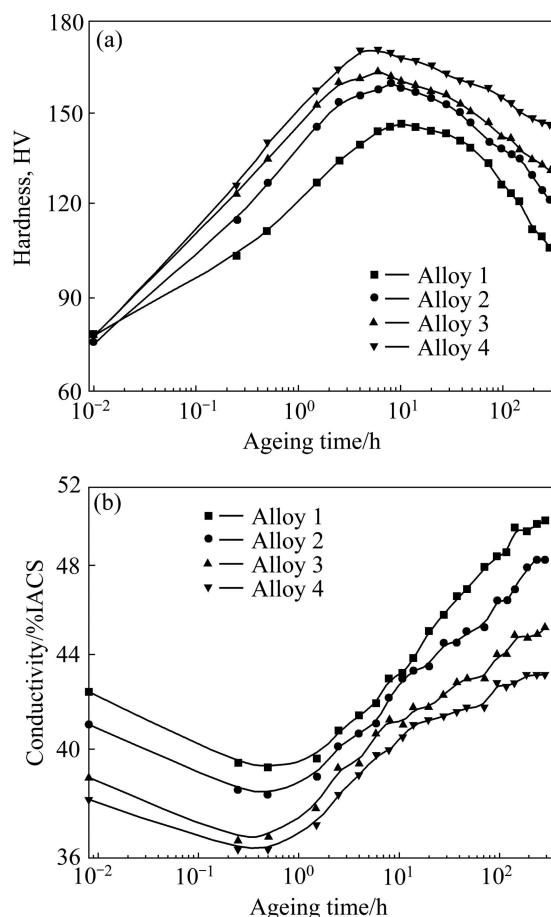


图 1 180 °C 时效硬度及电导率变化曲线

Fig. 1 Hardness (a) and electrical conductivity (b) curves of different alloys aged at 180 °C

146.4 HV, 相对于峰值硬度, 分别下降了 40.2、38.9、32.3 和 24.2 HV, 下降幅度随 Cu 含量增加而降低。

图 1(b)表明, Cu 含量对 4 种合金淬火状态电导率影响较大, 180 °C 时效时, 合金电导率经 0.5 h 降至最低值, 随后又逐渐升高, 但 200 h 后上升速度变慢。另外, 相同时效条件下合金 Cu 含量越高则电导率越低。

2.2 拉伸性能

图 2 所示为 4 种合金 T6 和 T4 态拉伸性能。由图 2 可看出, T6 态合金的强度高于相应 T4 态合金的, 而伸长率低于 T4 态的; 且两种状态下 Cu 含量对拉伸性能影响规律基本相同, 即 Cu 含量增加, 合金抗拉强度和屈服强度相应升高, 而伸长率变化不大。1、2、3、4 号 T6 态合金抗拉强度分别为 388.1、410.9、432.8、441.8 MPa, 但 T4 态合金分别为 308.4、340.3、348.2、365.7 MPa; 对于伸长率来说, T6 态 1、2、3、4 号合金分别为 14.2%、13.9%、16.0%、16.0%, 而

T4 态合金分别为 24.5%、24.6%、25.8%、25.8%。这种强度随 Cu 含量增加而提高的变化规律与 JIN 等^[11]和何立子等^[12]研究结果相一致。

2.3 晶间腐蚀

图 3 所示为 4 种合金按国标 GB/T 7998—2005 测试后的腐蚀形貌。由图 3 可看出, T6 和 T4 两种状态下 Cu 含量对合金腐蚀行为的影响规律基本相同。无 Cu 的 1 号合金为均匀腐蚀, 而含 Cu 的 2、3 和 4 号合金皆为晶间腐蚀, 且随着 Cu 含量增加, 晶间腐蚀深度越大。另外, 对于相同 Cu 含量合金, T6 态的晶间腐蚀深度要比 T4 态的要略大。LARSEN 等^[5]发现, T4 态 Al-0.52Mg-0.6Si-0.18Cu 合金存在所谓的“海绵状”腐蚀, 并认为是由腐蚀溶解的 Cu 原子在试样表面再沉积所造成的, 不过本文作者并未发现这种腐蚀特征, 只出现晶间腐蚀。

2.4 DSC 热分析

图 4 所示为 T6 态合金的 DSC 曲线。由图 4 可看出, 4 种 T6 态合金 DSC 曲线上 215 °C 位置均存在吸热峰 A。由于合金已经历了 T6 时效, 且峰 A 前低温段无吸热峰, 因此可以认为, 峰 A 是 T6 态析出相在升温时溶解所造成的。经计算, 4 种合金峰 A 面积分别为 -13.5、-21.9、-28.5 和 -39.9 J/g, 这表明 DSC 测试时溶解进入基体中的 T6 态析出相的体积分数随 Cu 含量增加而增大。

2.5 TEM 组织

图 5(a)所示为 T6 态 1 号合金 $[100]_{Al}$ 衍射方向明场像, 可以看出析出相主要有针状(见图 5(a)中的 1)和圆形(见图 5(a)中的 2)两种形貌。这两种形貌相都属于针状 β'' 相, 因为 β'' 相惯析方向为 $\langle 100 \rangle_{Al}$ ^[9]。当沿 $\langle 100 \rangle_{Al}$ 方向观察 β'' 相时会出现针形(轴向)和圆形(径向)两种形貌特征。从图 5(a)插图的衍射花样中可以观察到由应变衬度所造成的芒线, 表明 β'' 相与基体共格。当 Cu 含量分别为 0.3 和 0.6 时, 析出相类型没有发生改变, 仍为 β'' 相, 但析出相数量增加且尺寸减小, 尤其是 Cu 含量为 0.6 的 3 号合金(见图 5(b)和 5(c))。当 Cu 含量为 0.9 时, 此时除了 β'' 相, 还出现了方形(见图 5(d)中的 1)和针形(见图 5(d)中的 2)另外两种形貌, 这两种形貌相就是所谓的板条状 Q' 相(平衡相为 Q 相, $Al_4Cu_2Mg_8Si_7$)^[10], 相应衍射花样中除了 β'' 相形成的芒线, 还出现了较为清晰的 Q' 相斑点(见图 5(d)插图中箭头所指)。此时析出相数量进一步增加, 尺寸进一步减小。以上结果表明, T6 态合金的析出相类型与 Cu 含

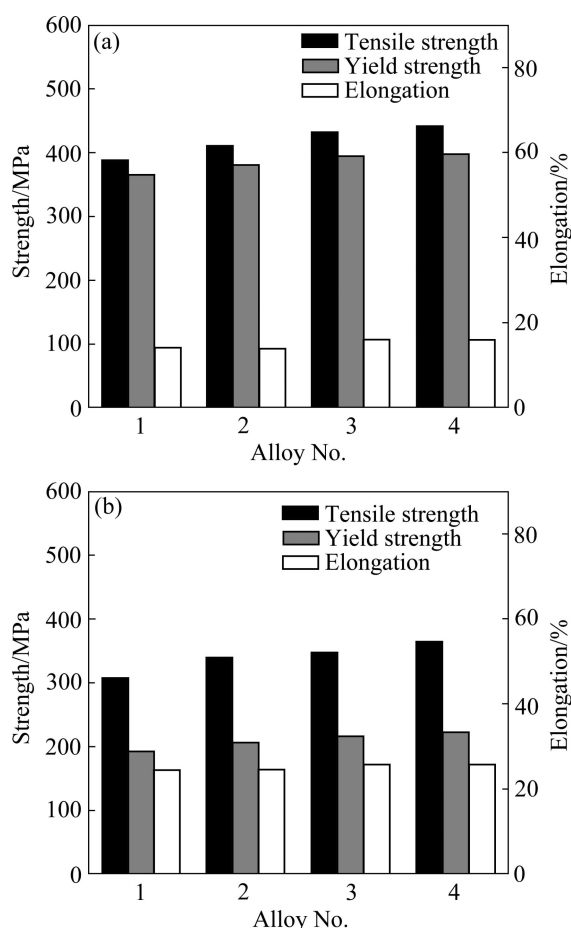


图 2 T6 和 T4 态合金拉伸性能

Fig. 2 Tensile properties of different alloys in T6(a) and T4(b) temper

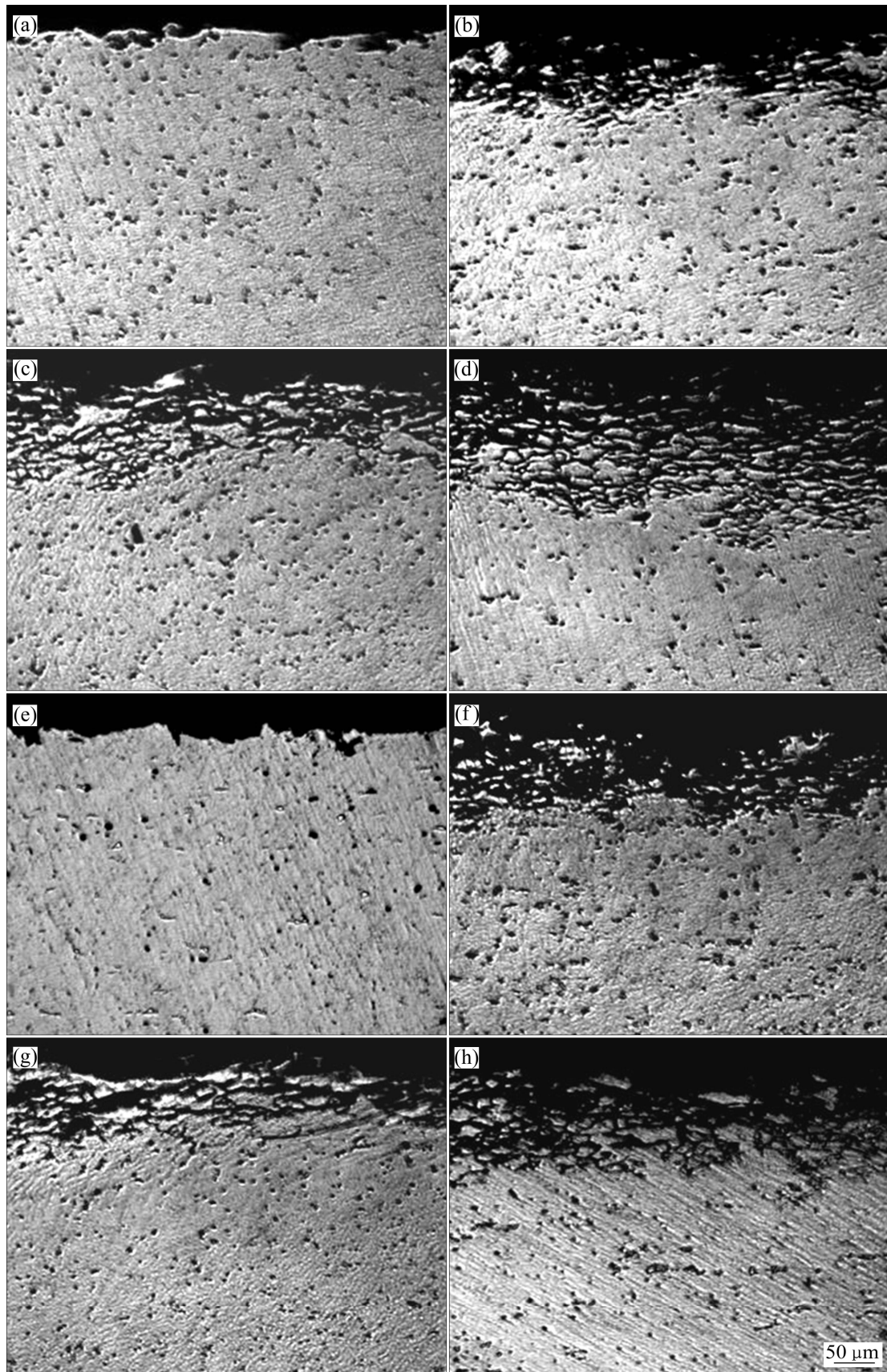


图 3 T6 和 T4 态合金腐蚀形貌

Fig. 3 Corrosion micrographs of alloys with different Cu contents in T6((a), (b), (c), (d)) and T4((e), (f), (g), (h)) temper: (a), (e) Alloy 1; (b), (f) Alloy 2; (c), (g) Alloy 3; (d), (h) Alloy 4

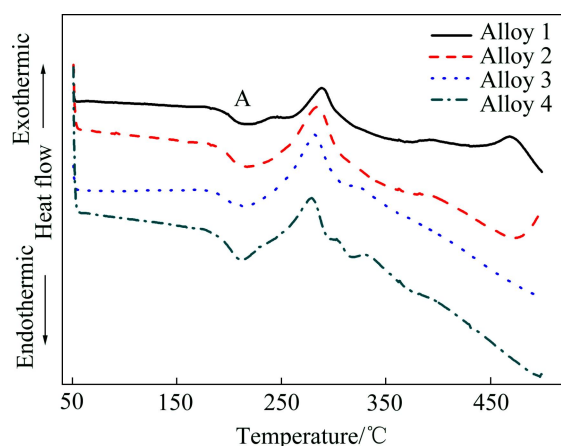


图 4 T6 态合金的 DSC 曲线

Fig. 4 DSC curves of different alloys in T6 temper

量密切相关, 从无 Cu 和低 Cu 合金的 β'' 相, 发展到高 Cu 合金的 β'' 相和 Q' 相共存。

图 5(e) 和 5(f) 所示分别为 T6 态 1 号和 4 号合金晶界区 TEM 像。由图 5(e) 和 (f) 可以看出, 晶界附近存在无析出区 (PFZ), 但晶界上并未发现清晰的析出相。考虑到晶界两侧晶粒取向不同对 PFZ 宽度测量精度的影响, 因此只选择测量取向为 $[100]_{Al}$ 晶粒的 PFZ 半宽, 两种合金皆约为 35 nm, 可见 Cu 含量对晶界 PFZ 宽度影响并不大, 主要与热处理工艺参数有关。图 5(g) 和 5(h) 分别所示为 T4 态 1 号和 4 号合金晶界区 TEM。与 T6 态相比, 不仅未观察到晶界析出相, 而且也没有明显的 PFZ。由于晶内衍射花样上未发现芒线 (见图 5(g) 插图), 以及高倍 TEM 明场像上也未观察到清晰的析出相 (见图 5(h) 插图), 但此时合金出现了显著的时效硬化效果, 这表明 T4 合金析出相应为尺寸更小、应变衬度更弱的原子团簇^[7]。

3 分析与讨论

时效硬化型铝合金性能与析出相种类、数量、尺寸及分布密切相关。关于 Al-Mg-Si 合金时效析出序列, 学者观点较为一致: 过饱和固溶体 $\rightarrow$ Mg、Si、Mg-Si 原子团簇 $\rightarrow$ 球状 GP 区 $\rightarrow$ 针状 β'' $\rightarrow$ 棒状 β' $\rightarrow$ $\beta(\beta + \text{过剩 Si})$ 。添加 Cu 时, Al-Mg-Si-Cu 合金出现 Q 相, 其时效析出序列变得更为复杂, 主要为过饱和固溶体 $\rightarrow$ Mg、Si、Mg-Si 原子团簇 $\rightarrow$ 球状 GP 区 $\rightarrow$ 针状 β'' $\rightarrow$ 棒状 β' 、板条状 $Q' \rightarrow Q$ 、 $\beta'^{[6-8, 10]}$ 。

图 5 透射电镜观察已表明, Cu 含量较低 (0.6 以下) T6 态合金析出相为 β'' 相, 而 Cu 含量为 0.9 合金析

出相为 β'' 相和 Q' 相共存; 并且随着 Cu 含量增加, 析出相数量增加而尺寸减小; 此外, DSC 分析表明 Cu 含量增加, β'' 相体积分数相应增加。因此, 根据第二相粒子强化理论可得出 Cu 含量越高的 T6 态合金强度和硬度也越高 (见图 1(a) 和图 2(a))。另外值得注意的是, 半共格 Q' 相的强化效果不如共格 β'' 相^[6, 10], 但图 5(d) 表明, Cu 含量为 0.9 的 4 号合金已经出现较多的 Q' 相, 此时合金仍能获得最高强度, 这归因于合金中 β'' 相的数量最多, 同时还有 Q' 相的附加强化效果。因此, 如何通过热处理工艺优化, 减少 Q' 相析出而获得更多的 β'' 相是进一步提高 Cu 含量 Al-Mg-Si-Cu 合金强度的重要研究方向。

从图 1(a) 可以看出, 随着 Cu 含量增加, 合金时效硬化速率加快。添加 Cu, 既能降低 Mg_2Si 固溶度, 提高淬火过饱和度, 也能增加合金中 GP 区形核位置, 并加快 GP 区向 β'' 转变, 从而提高了合金时效硬化速率。本文作者计算了 Al-Mg-Si 合金和 Al-Mg-Si-Cu 合金中各析出相的析出激活能, 表明添加 Cu 能降低析出激活能^[15], 这也说明添加 Cu 能够加快时效相析出。Cu 元素在时效过程中逐步向 $Q'/\alpha(Al)$ 界面处偏聚, 抑制 Q' 相的粗化, 且合金 Cu 含量越高, 作用越显著, 因此合金过时效软化速率随 Cu 含量增加而降低 (图 1(a)), 同时也说明了随 Cu 含量增加, 析出相的数量增加而尺寸减小 (图 5)。对于电导率来说, 主要取决于晶格畸变对自由电子运动的散射作用大小。一般来说, 固溶体合金具有最低的电导率, 因为溶质原子均匀分布在基体中, 并产生均匀的固溶畸变, 因而对自由电子运动的散射作用也相应较均匀。时效时溶质原子逐渐聚集, 固溶畸变分布也逐渐局部化, 不受溶质原子影响的无畸变区域面积增加, 因而电导率应该逐渐提高。然而图 1(b) 表明, 时效早期合金电导率存在一个最低值, 即所谓的电阻率异常^[16]。这种现象与时效析出序列密切相关。对于 Al-Mg-Si-(Cu) 合金来说, 时效早期析出的原子团簇和 GP 区皆与基体共格, 能产生更为强烈的共格畸变, 甚至畸变区域相互叠加, 其散射效果超过溶质原子造成的固溶畸变, 因而导致电导率下降。继续时效, 析出相数量逐渐减少、共格性逐渐降低, 因而电导率逐渐上升。当过时效造成析出相与基体完全不共格, 且析出相间距过大导致由原子扩散控制的析出相长大变得更为困难时, 电导率增加速率将相应变慢 (见图 1(b))。

晶间腐蚀敏感性与晶界区形成连续腐蚀微电池有关。由于晶界具有高的界面能, 容易造成晶界附近 Mg、Si 及 Cu 等溶质原子在热处理过程中发生 3 种晶界偏聚过程: 固溶处理时的平衡偏聚、淬火冷却时及

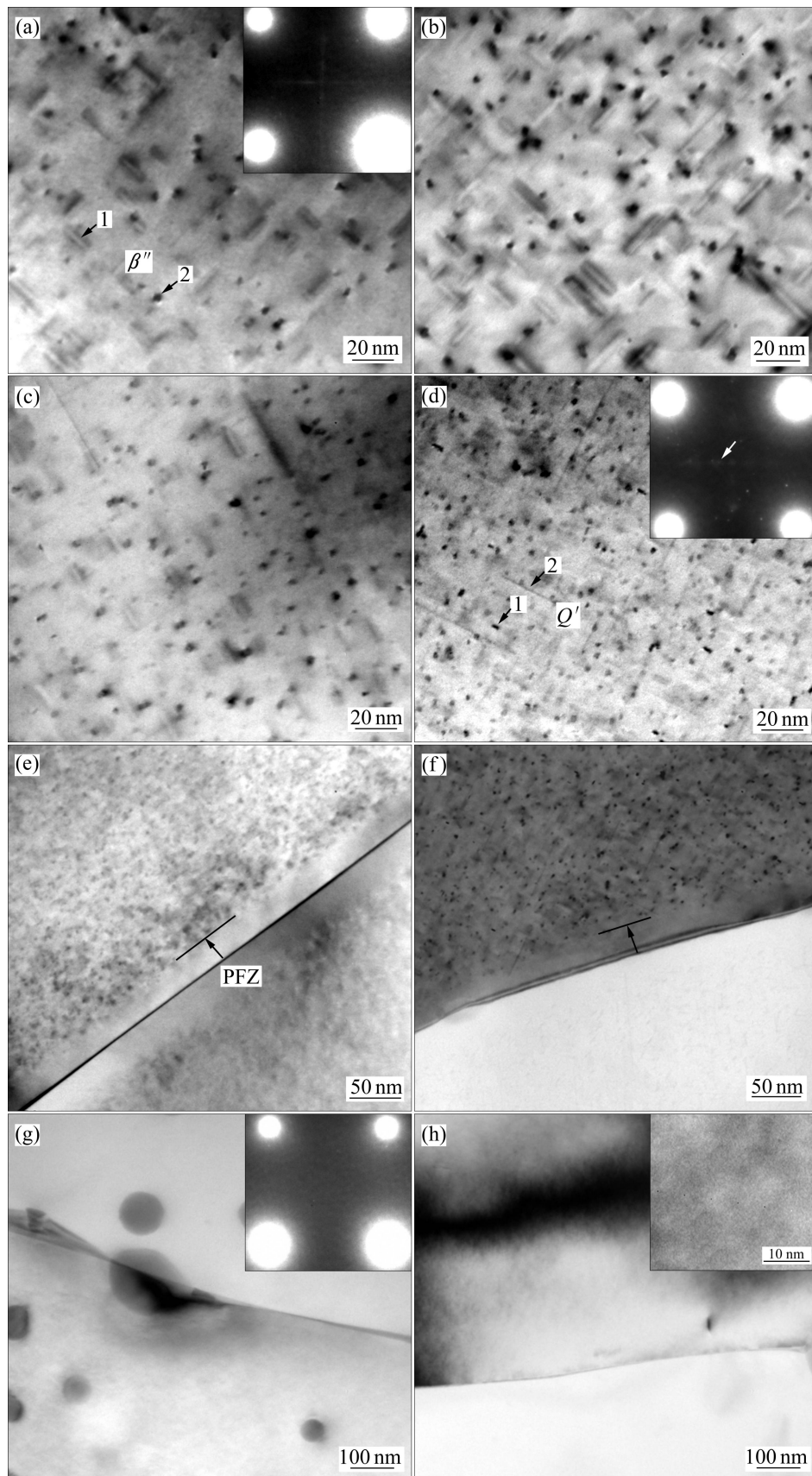


图 5 T6 和 T4 态合金的 TEM 观察

Fig. 5 TEM observation of different alloys in T6 ((a), (b), (c), (d), (e), (f)) and T4 ((g), (h)) alloys: (a), (e), (g) Alloy 1; (b) Alloy 2; (c) Alloy 3; (d), (f), (h) Alloy 4

时效时的非平衡偏聚。晶界偏聚造成晶界上合金元素含量增加,而在晶界附近区域形成贫溶质原子区(通常也称为晶界 PFZ)。由于 T6 态合金晶内存在析出相,能够刻画出清晰的 PFZ 宽度(见图 5(e)和(f)),而对于 T4 态合金来说,晶内没有明显的析出相存在,不能分清 PFZ 宽度(见图 5(g)和(h)),但晶界偏聚是肯定存在的。无论晶界偏聚元素是以析出相形式存在,还是以溶质原子形式存在,都会造成其与 PFZ 之间成分差异,造成腐蚀电位不同,进而在腐蚀介质中以晶界析出相或晶界 PFZ 作为阳极而溶解,形成晶间腐蚀。但对于无 Cu 的 1 号合金来说,当晶界上偏聚的 Mg、Si 以溶质原子形式存在,二者腐蚀电位与基体相差不大^[17],难以提供足够的腐蚀动力;如果以 Mg_2Si 形式析出,由于粒子表面容易形成 $Mg(OH)_2$ 和 $SiO_2 \cdot nH_2O$ 水解产物^[18],能够起到腐蚀阻挡层的作用,因而,无 Cu 合金在各种时效条件下都具有优良的晶间腐蚀抗力(见图 3(a)和(e))。然而对于含 Cu 合金,由于 Cu 电位显著高于基体,当其偏析在晶界以溶质原子或 Q 相形式存在,都将作为阴极促进 PFZ 的阳极溶解,并且随着 Cu 含量增加,腐蚀电位差异也相应增加,因而加剧合金晶间腐蚀(见图 3)。

4 结论

1) 添加 Cu 能加快 Al-Mg-Si-Cu 合金时效硬化速率,提高合金的时效硬度,降低过时效软化速率。T6 和 T4 态合金强度均随着 Cu 含量的增加而逐渐提高。

2) T6 态合金析出相类型随着 Cu 含量而变化: Cu 含量较低(0.6 以下)合金为 β'' 相,而 Cu 含量较高(0.9)合金为 β'' 相和 Q' 相共存;同时 Cu 含量越高,析出相数量和体积分数增加且尺寸细化;T4 态合金析出相为原子团簇。

3) T6 和 T4 态含 Cu 合金均存在晶间腐蚀敏感性,且 Cu 含量越高,晶间腐蚀敏感性越严重,但无 Cu 合金不发生晶间腐蚀。

REFERENCES

- [1] WARNER T. Recently developed aluminum solutions for aerospace applications[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 510/521: 1271-1278.
- [2] KOLOBNEV N I, KHOKHLATOVA L B, SBITNEVA S V, ALEKSEEV, SBITNEVA A A, TARARAEVA S V, POPOV T I. Heat treatment effect on properties of Al-Mg-Si-Cu 1370 alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2006, 519/521: 519-524.
- [3] 杨守杰, 戴圣龙. 航空铝合金的发展回顾与展望[J]. *材料导报*, 2005, 19(2): 76-80.
- [4] YANG Shou-jie, DAI Sheng-long. A glimpse at the development and application of aluminum alloy in aviation industry[J]. *Materials review*, 2005, 19(2): 76-80.
- [5] SVENNINGSSEN G, LARSEN M H, WALMSLEY J C, NORDLIENC J H, NISANCIOGLU K. Effect of artificial aging on intergranular corrosion of extruded AlMgSi alloy with small Cu content[J]. *Corrosion Science*, 2006, 48(6): 1528-1543.
- [6] LARSEN M H, WALMSLEY J C, LUNDER O, MATHIESEN R H, NISANCIOGLU K. Intergranular corrosion of copper-containing AA6xxx AlMgSi aluminum alloy[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2008, 155(11): 550-556.
- [7] WANG X, ESMAEILI S, LLOYD D J. The sequence of precipitation in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111[J]. *Metal Mater Trans*, 2006, 37A(9): 2691-2699.
- [8] GABER A, GAFFAR M A, MOSTAFA M S, ABO ZEID E F. Precipitation kinetics of Al-1.12Mg₂Si-0.35Si and Al-1.07Mg₂Si-0.33Cu alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 429(1/2): 167-175.
- [9] MIAO W F, LAUGHLIN D E. Effects of Cu content and preaging on precipitation characteristics in aluminum alloy 6022[J]. *Metallurgical and Materials Transactions*, 2000, 31A (2): 361-371.
- [10] EDWARDS G A, STILLER K, DUNLOP G L, COUPER M J. The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys[J]. *Acta Mater*, 1998, 46(11): 3898-3904.
- [11] CHAKRABARTI D J, LAUGHLIN D E. Phase relations and precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions[J]. *Progress in Mater Sci*, 2004, 49: 389-410.
- [12] JIN M, LI J, SHAO G J. Study of Cu addition on precipitation behaviors and mechanical properties in AA 6082 Al-Mg-Si alloy[J]. *Material Science Forum*, 2007, 546/549: 825-828.
- [13] 何立子, 张晓博, 孙秋霞, 崔建忠. Cu 及热处理制度对 Al-Mg-Si 系合金晶间腐蚀敏感性的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2001, 11(2): 231-235.
- [14] HE Li-zi, ZHANG Xiao-bo, SUN Qiu-xia, CUI Jian-zhong. Effects of Cu and age treatment on susceptibility to intergranular corrosion of Al-Mg-Si alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2001, 11(2): 231-235.
- [15] 潘道召, 王芝秀, 李海, 郑子樵. 双级时效对 6061 铝合金拉伸性能和晶间腐蚀性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(3): 435-441.
- [16] PAN Dao-zhao, WANG Zhi-xiu, LI Hai, ZHENG Zi-qiao. Effects of two-step ageing treatment on tensile properties and intergranular corrosion of 6061 aluminum alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(3): 435-441.
- [17] 李海, 潘道召, 王芝秀, 郑子樵. T616 时效对 6061 铝合金拉

- 伸及晶间腐蚀性能的影响[J]. 2010, 46(4): 494–499.
- LI Hai, PAN Dao-zhao, WANG Zhi-xiu, ZHENG Zi-qiao. Influence of T616 Temper on tensile and intergranular corrosion properties of 6061 aluminum alloy[J]. *Acta Metal Sinica*, 2010, 46 (4): 494–499.
- [15] 李 海, 王秀丽, 史志欣, 王芝秀, 郑子樵. Al-Mg-Si-(Cu)铝合金在连续升温中的析出行为[J]. *中国有色金属学报*, 2011, 21(9): 2028–2034.
- LI Hai, WANG Xiu-li, SHI Zhi-xin, WANG Zhi-xiu, ZHENG Zi-qiao. Precipitation behaviors of Al-Mg-Si-(Cu) aluminum alloys during continuous heating[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(9): 2028–2034.
- [16] ESMAEILI S, VAUMOUSSE D, ZANDBERGENM W, POOLE W J, CEREZO A, LLOYD D J. A study on the early-stage decomposition in the Al-Mg-Si-Cu alloy AA6111 by electrical resistivity and three-dimensional atom probe[J]. *Philosophical Magazine*, 2007, 87(25): 3797–3816.
- [17] HOLLINGSWORTH E H, HUNSICKER H Y. Corrosion of aluminum and aluminum alloys[M]. *ASM Handbook*, V13, corrosion, 1992.
- [18] YASAKAU K A, ZHELUDKEVICH M L, LAMAKA S V, FERREIRA M G S. Role of intermetallic phases in localized corrosion of AA5083[J]. *Electrochimica Acta*, 2007, 52(27): 7651–7659.

(编辑 李艳红)