

Cu 对高强 6000 系铝合金峰时效析出相和性能的影响

张旭^{1, 2, 3}, 闫丽珍^{1, 2, 3, *}, 李志辉^{1, 3, *}, 李锡武^{1, 2, 3}, 高冠军^{1, 2, 3}, 张永安^{1, 2, 3}, 刘红伟^{1, 2}, 熊柏青^{1, 3}

(1 中国有研科技集团有限公司 有色金属材料制备加工国家重点实验室, 北京 100088)

(2 有研工程技术研究院有限公司, 北京 101407)

(3 北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘要: 通过 OM、TEM、HRTEM、室温拉伸和晶间腐蚀实验研究了 Cu 对高强 6000 系铝合金峰时效析出相、拉伸性能和晶间腐蚀性能的影响。研究表明, 添加 Cu 促进了合金峰时效析出相的析出, 随着 Cu 含量从 0 增加到 0.18wt.% 和 0.37wt.%, 峰时效态合金的析出相尺寸明显减小, 体积分数从 4.05% 提升到 4.61% 和 5.36%, 对应合金的强度从 421MPa 提高到 448MPa 和 459MPa; 结合 HRTEM 发现三种合金峰时效态的主要析出相为 β'' 相, 其中添加 0.37wt.% Cu 的合金中还发现了 L 相。添加 0.18wt.% Cu 对合金的耐晶间腐蚀性能有改善作用, 而 0.37wt.% Cu 的添加则降低了合金的耐晶间腐蚀性能。通过对合金晶内及晶界析出相的研究, 发现 0.18wt.% Cu 的添加促进了晶内强化 β'' 相的析出, 细化了晶界处无沉淀析出带 (PFZ) 的宽度, PFZ 宽度为 51.92nm; 0.37wt.% Cu 的添加促进了强化相的析出, 同时改变了析出相类型, 此外还发现 0.37wt.% Cu 的添加显著粗化了晶界处无沉淀析出带的宽度, PFZ 宽度为 60.20 nm。结合时效析出相、拉伸强度和晶间腐蚀性能, 发现 0.18wt.% Cu 合金具有优良的综合性能。

关键词: Cu 添加; 高强 6000 系铝合金; 晶间腐蚀; 时效析出相

中图分类号: TG146.2

文献标识码: A

文章编号:

6000 系铝合金 (Al-Mg-Si 系合金) 由于具有较轻的质量、中等强度、易加工成型、良好的焊接性能和耐腐蚀性能等特点, 被广泛应用于汽车和轨道交通等领域^[1-3], 其中挤压型材可应用于汽车防撞梁、推力杆和高速列车枕梁等结构件。随着轻量化的发展, 对结构件用材料的性能提出了更高要求, 如要求合金抗拉强度达 400 MPa 以上^[4], 可进一步实现减重。作为可热处理强化铝合金, 影响 6000 系铝合金性能的主要因素有过饱和程度、织构、位错、晶粒尺寸和析出相等, 众多研究表明, 通过变形^[5-6]、热处理^[6-8]或合金化 (如 Cu、Zn、Ag 等)^[9-14]等方式可以改变合金的时效析出行为, 显著提升合金强度。Chrominski W^[5]研究了变形与热处理对 6082 铝合金析出序列和动力学的影响, 发现在经过大塑性变形后, 基体中缺陷密度增加, 促进了析出相在缺陷上的形核, 增强了时效硬化响应速率; 同时在经过一定时间时效处理后, 合金中析出了含 Cu 的 B' 相和 β'' 相等, 进而改变了合金的时效析出序列, 增强了合金的时效硬化作用。Jin Hongmei 等人^[6]研究了再时效过程中冷变形 6210 合金的析出行为, 经过冷变形处理, 合金中将产生高密度位错, 促进了析出相的形核与长大, 同时再时效也加快了原子扩散速率, 并最终增强了再时效的析出动力学。Chen Jiahao 等人^[7]研究了多级时效对 Al-Mg-Si-Ag 合金析出

强化机制与力学性能的影响, 研究发现一级时效促进了高密度团簇的形成, 对合金强度有一定的提升作用, 而二级时效促进了团簇向 β'' 相的转变, 显著提升了合金强度, 同时研究还发现 Ag 的存在对 β'' 相的形核有促进作用。Khangholi 等人^[8]对经常规热处理和改性热处理的 Al-Mg-Si 合金性能进行了研究, 发现经改性热处理之后, 合金中 Ag 和 Cu 元素对强度的贡献作用提升了 75%, 析出相的数量密度增至三倍以上。朱上等人^[9-10]研究了合金化元素 Zn 对 Al-Mg-Si-Cu 合金时效析出行为和烤漆硬化响应能力的影响, 发现 Zn 在时效过程中固溶于合金基体中从而促进了其他溶质原子的析出, 增强了合金时效硬化响应能力, 并提升合金强度。Lin Sen 等人^[11]研究了 Cr、Mn、Cu 元素对 Al-Mg-Si 合金组织和力学性能的影响, Cr、Mn 元素的添加促进了大尺寸棒状 β -AlFeSi 相向小尺寸球状 α -AlFe(MnCr)Si 相的转变, 从而细化了晶粒、提升了晶界强化效应; 而 Cu 元素的添加可以降低析出相尺寸、提升析出相的数量密度, 进而增强析出强化效果。Mg、Si 元素作为 Al-Mg-Si 合金中亚稳相的主要合金元素, Zang Ruojin 等人^[12]研究了 Mg/Si 比和 Cu 含量对合金性能和析出行为的影响, 发现 Cu 含量的提升和 Mg/Si 比的下降均会抑制 Al-Mg-Si-Cu 合金的自然时效、增强人工时效硬化响应, 但 Cu 元素的促进作用

基金项目: 国家重点研发计划 (项目号 No. 2023YFB3710402)**作者简介:** 张旭, 女, 1996 年生, 硕士, 北京有色金属研究总院, 北京 100088, 电话: 010-60662659, 通讯作者 email: yanlizhen@grinm.com

用更为显著。Ding Lipeng 等人^[13]以富 Si 低 Cu 的 AA6022 合金为研究对象, 分别对合金在欠时效、峰时效和过时效过程中的析出行为进行了研究, 得出了该合金在时效过程中完整的析出序列, 发现低 Cu 含量的添加会改变其析出序列, 同时对相应含 Cu 析出相的晶胞参数等进行了详细的表征, 对理解该合金的时效阶段提供了参考依据。

基于已有研究可以发现在众多合金化元素中, Cu 元素对合金性能的提升具有经济和高效的特点, 无疑是提升合金强度的一种有效方式, 然而 Cu 的添加也会对合金耐腐蚀性能产生不利影响^[14-16]。铝合金中主要的腐蚀方式有点蚀、晶间腐蚀、剥落腐蚀和应力腐蚀等, 其中晶间腐蚀是 6000 系铝合金最易发生的一种电化学腐蚀, 这种腐蚀主要发生在晶界上^[17-18], 仅从表面难以观察到腐蚀的发生, 是一种极具破坏性的腐蚀方式。何立子等人^[14]研究发现随着 Cu 含量的提升, 合金的耐晶间腐蚀性能下降。Svenningsen 等人^[15]同样认为 Cu 元素的添加会对 6000 系铝合金的耐晶间腐蚀性能产生不利影响, 但他们同时认为当 Cu 含量低于 0.1% 时, 可以避免这种不利影响。邹芸^[6]的研究发现, Cu 元素的添加对 6000 系铝合金的晶内和晶界析出相有细化作用, 当 Cu 添加量约 0.5wt.% 时, 晶界处会有 Q' 相的析出, 进而增加合金的晶间腐蚀敏感性。

众多学者的研究发现, 耐晶间腐蚀性能与第二相^[19-22]和热处理方式^[23-26]等存在着一定的关系。Zeng Fengli 等人^[19]对 Al-Mg-Si 合金晶界中 Mg₂Si 和 Si 颗粒的腐蚀机理进行了研究, 发现当 Al-Mg-Si 合金中 Mg/Si 比小于 1.73 时, 腐蚀将优先发生于 Mg₂Si 和 Si 颗粒附近的无沉淀析出带(PFZ)之间, 随着腐蚀时间的延长, 由于 Si 颗粒的电位较低, 周围的 PFZ 将发生严重的阳极溶解和腐蚀, 从而加剧了晶界处的腐蚀效应。闵旭东等人^[23]研究发现较低数量密度晶内强化相的析出会导致基体中 Mg、Si 等溶质原子浓度更高, 使得溶质原子易于在晶界处偏聚析出, 从而使 PFZ 变宽, 基体与 PFZ 之间的腐蚀电位差增大, 促进了晶间腐蚀的发生。此外, 当晶界析出相的尺寸和数量密度较大、分布较连续时, 同样会对合金的耐晶间腐蚀性能产生不利影响。

目前关于 Cu 对 6000 系铝合金微观组织和性能影响的研究大都集中于中等强度体系, 而关于 Cu 对高强 6000 系铝合金的影响仍缺乏系统研究。因此, 为了进一步探究 Cu 含量对高强 6000 系铝合金峰时效相和性能的影响, 本研究中选用相同 Mg/Si 比的三种合金, 在此基础上仅改变了 Cu 元素的含量, 通过 OM、TEM、HRTEM、拉伸实验和晶间腐蚀实验等研究了 Cu 添加对高强 6000 系铝合金峰时效析出相、拉伸性能及耐晶间腐蚀性能的

影响, 并分析了合金微观组织与性能之间的对应关系。

1 实验方法

1.1 合金制备方法

实验合金经半连续铸造、均匀化热处理和挤压变形所得, 熔铸所用原料主要包括高纯 Al (99.9%)、高纯 Mg (99.9%)、高纯 Cu (99.9%)、高纯 Zn (99.9%) 以及 Al-25Si、Al-10Mn、Al-5Cr 中间合金, 在 730°C 浇铸成 $\Phi 130$ mm 的铸锭, 经 540°C \times 24 h 的均匀化处理后挤压变形获得截面尺寸为 62 mm \times 16 mm 的挤压板带。挤压板带中主要元素的实测化学成分如表 1 所示, 主要差别在于所含 Cu 元素的质量分数不同。之后对三种挤压板带进行了 555°C/2 h 固溶处理和 175°C/x h 峰值时效处理, 随 Cu 含量的提升, 三种合金分别在时效 8 h、10 h 和 12 h 时达到峰值时效。

表 1 实验合金的化学成分 (wt.%)

Table 1 Chemical composition of the experimental alloy (wt.%)

Alloy	Mg	Si	Cu	Mn	Cr	Zn	Fe
0Cu	1.20	1.23	0	0.42	0.16	0.12	0.03
0.18Cu	1.16	1.20	0.18	0.43	0.16	0.12	0.02
0.37Cu	1.13	1.20	0.37	0.42	0.17	0.12	0.03

1.2 金相(Optical Microscope, OM)组织观察

经晶间腐蚀实验后, 需通过金相显微镜对试样的横切面(TS 面)进行观察, 根据截面的晶间腐蚀深度来判断腐蚀等级。金相试样经打磨、抛光后, 可直接进行观察, 所用设备为 Zeiss Axiovert 200 MAT 型光学金相显微镜。

1.3 透射电镜(Transmission Electron Microscope, TEM)微观组织表征及分析

经过峰时效处理后, 需对合金晶内及晶界析出相进行 TEM 表征, 该研究主要在型号为 Tecnai G2 F20 的透射电子显微镜上进行。TEM 试样的制备首先需用电火花线切割机将其厚度切至 0.8mm, 再经不同粒度的砂纸将其厚度打磨至 100 μ m, 随后用冲孔器将薄片制成直径为 3 mm 的小圆片, 并用细砂纸将小圆片厚度打磨至 50~60 μ m, 最后对其进行电解双喷实验。在双喷过程中所用溶液配比为 V(HNO₃):V(CH₃OH)=1:3, 双喷电压为 15 V, 实验温度为 -30°C。双喷结束后需用甲醇和酒精溶液依次对试样进行清洗, 再用滤纸吸干试样表面的液体, 之后即可进行 TEM 观察。

在 TEM 表征中, 对主要析出相 β'' 的数量密度(n)、体积分数(V)等信息进行定量统计, 该统计结果主要根据以下公式^[27]计算得出:

数量密度(n)根据公式 (1) 计算:

$$n = \frac{3N}{At(1+\frac{1}{t})} \quad (1)$$

体积分数(V)根据公式 (2) 计算:

$$V = Cln \quad (2)$$

其中N为明场像中析出相总数量, A为明场像的面积, t为TEM薄片的厚度, l为针状相的平均长度, C为针状相的平均截面积。

1.4 室温拉伸实验

室温拉伸实验在 MTS-WD3100 试验机上进行, 实验按照 GB/T 16865-2023 《变形铝、镁及其合金加工制品拉伸试验用试样及方法》标准进行, 每种合金取三根平行试样并取平均值。拉伸试样尺寸为 M10-Φ5, 取样方向沿着挤压方向。

1.5 晶间腐蚀实验方法

对峰时效处理的三种合金进行晶间腐蚀实验, 参照 GB/T 7998-2023 《铝合金晶间腐蚀测定方法》标准, 采用腐蚀深度实验方法进行, 试样尺寸为 40 mm×25 mm×10 mm (L×T×S)。

2 实验结果

2.1 峰时效态合金的晶内析出相研究

对峰时效态合金的晶内析出相进行观察, 如图 1 所示为合金沿[100]_{Al}方向的透射明场像和选取电子衍射花样, 从图 1 (a, c, e) 可以看出三种峰值时效态合金中的主要析出相为针状相, 该相沿<100>_{Al}方向分布; 随着 Cu 含量的提升, 针状析出相的尺寸明显减小。此外, 在 0.37wt.%Cu 的合金中观察到一种细长的板条状析出相, 如图 1 (e) 中箭头所示。从图 1 (b, d, f) 发现, 三种合金的选取电子衍射花样主要为沿<100>_{Al}方向的十字型衍射条纹, 该条纹为β''相^[28]的衍射信息。

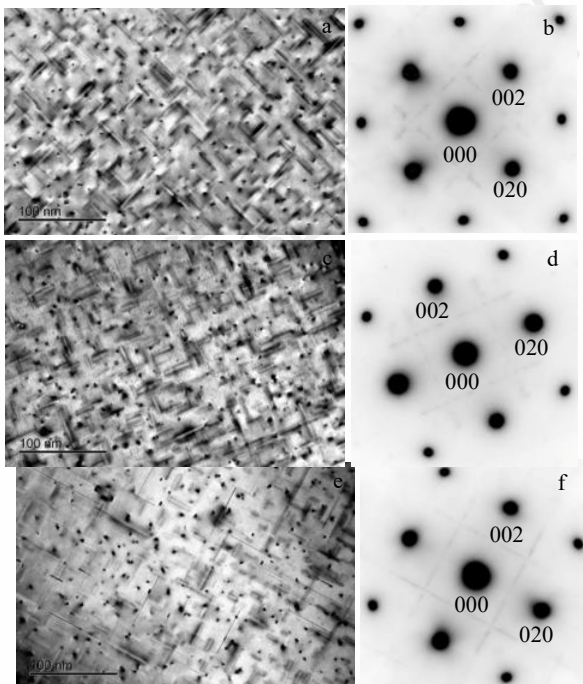


图 1 峰时效态时合金沿[100]_{Al}方向的透射明场像和选取电子衍射花样

(a, b) 0Cu 合金; (c, d) 0.18Cu 合金; (e, f) 0.37Cu 合金

Fig.1 BF and SEDP of the alloys at peak aging

(a, b) 0Cu alloy; (c, d) 0.18Cu alloy; (e, f) 0.37Cu alloy

为进一步确定峰时效态合金中的析出相种类, 对其高分辨像进行了观察, 如图 2~图 4 所示为合金中主要析出相的高分辨形貌和傅里叶变换花样。结果表明, 三种合金在峰时效阶段均有β''相的析出, 其晶格常数为 a=1.516 nm, c=0.674 nm, γ=105.26°, 并且沿 b 轴与<100>_{Al}方向平行, 另外两轴分别平行于<310>_{Al}和<230>_{Al}方向, 该相与文献中β''相的晶胞参数和位向关系一致^[5,29]。从图 4 可以看出, 0.37Cu 合金中析出了一种板条状析出相, 该相沿<100>_{Al}方向拉长, 从图 4 (d) 可以看出其衍射条纹同样沿<100>_{Al}方向, 这与 Torsæter^[30]和 Jia^[31]关于 L 相的研究结果一致。因此, 0.18Cu 的添加未改变合金的析出相类型, 而 0.37Cu 的添加促进了 L 相的析出, 改变了合金中析出相的类型。

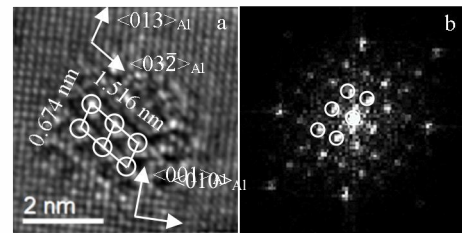


图 2 0Cu 合金峰时效时的高分辨形貌和傅里叶变化花样

(a) 高分辨形貌; (b) 傅里叶变换花样

Fig.2 HRTEM and FFT of precipitates of 0Cu alloy at peak aging

(a) HRTEM; (b) FFT

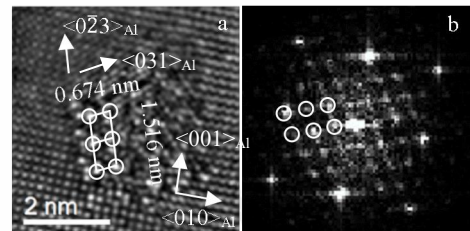
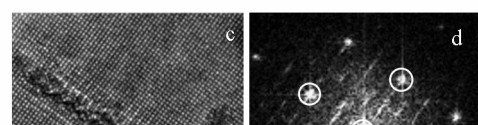
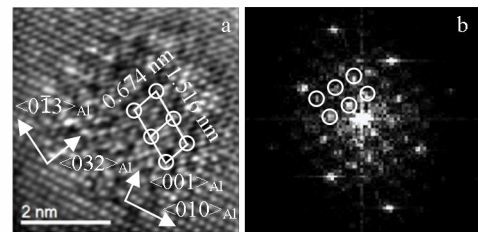


图 3 0.18Cu 合金峰时效时的高分辨形貌和傅里叶变化花样

(a) 高分辨形貌; (b) 傅里叶变换花样

Fig.3 HRTEM and FFT of precipitates of 0.18Cu alloy at peak aging

(a) HRTEM; (b) FFT



主要为 AlCu(FeCrMn)相。

图4 0.37Cu 合金峰时效时的高分辨形貌和傅里叶变化花样
(a, c) 高分辨形貌; (b, d) 傅里叶变换花样

Fig.4 HRTEM and FFT of precipitates of 0.37Cu alloy at peak aging
(a) HRTEM; (b) FFT

对合金中析出相进行了统计, 由于 0.37Cu 合金中 L 相数量较少, 统计过程中未单独区分, 结果如表 2 所示。可见随着 Cu 含量从 0 提升至 0.37wt.%, 析出相的横截面积由 6.61 nm² 减小至 4.79 nm², 数量密度由 1.9×10²³/m³ 提升至 5.5×10²³/m³, 体积分数由 4.05% 增加至 5.36%, 因此 Cu 的添加促进了峰时效态合金中强化相的析出, 显著提升了析出相的数量密度和体积分数。

表 2 峰时效态合金析出相的统计信息

Table 1 Statistical information of precipitates of the alloys at peak aging

Alloy	Cross Area (nm ²)	Length (nm)	Number	Volume
			Density (10 ²³ /m ³)	Fraction (%)
0Cu	6.61	32.23	1.9	4.05
0.18Cu	5.69	26.11	3.1	4.61
0.37Cu	4.79	10.33	5.5	5.36

2.2 峰时效态合金的晶界析出相研究

在 6000 系铝合金中, 晶间腐蚀的发生往往是由于晶界析出相与无沉淀析出带(Precipitation Free Zone, PFZ)之间形成的微电耦合作用^[32], 因此有必要对合金的晶界析出行为进行研究。如图 5 所示为三种合金晶界析出情况的 TEM 明场像和能谱分析结果, 可以看出, 合金晶界附近均可观察到 PFZ 的存在, 其中 0Cu 合金的 PFZ 宽度为 55.88 nm, 0.18Cu 合金为 51.92 nm, 0.37Cu 合金为 60.20 nm。此外, 0Cu 和 0.18Cu 合金中的晶界析出相离散分布, 相之间不连续, 而 0.37Cu 合金晶界析出相分布较为连续, 而晶界析出相的连续分布不利于合金的耐晶间腐蚀性能。对比发现 0.18Cu 和 0.37Cu 合金晶界析出相尺寸与 0Cu 合金相比都较小, 结合 EDS 分析结果, 确定 0Cu 合金晶界析出相主要为 Mg₂Si 相, 0.18Cu 合金主要为 Mg₂Si 和少量 AlCu(FeCrMn)相, 0.37Cu 合金

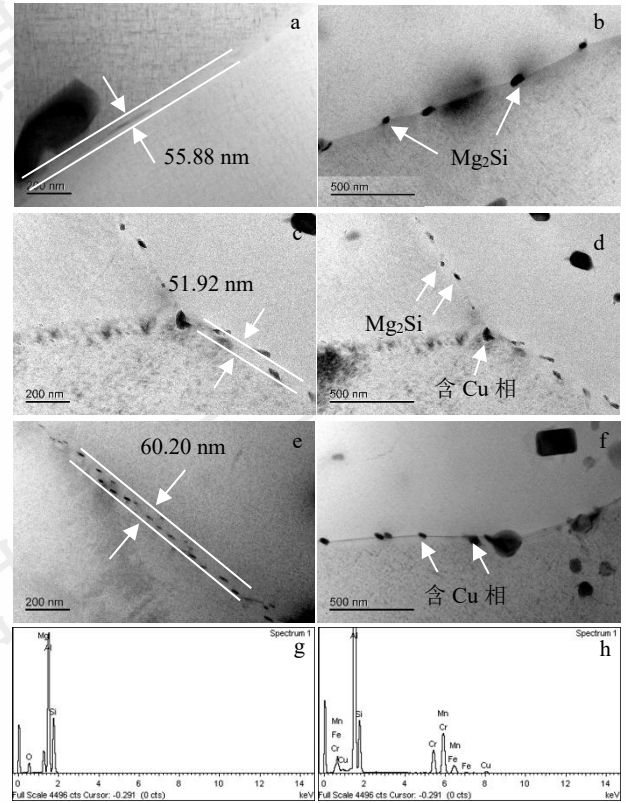


图5 峰时效态合金的晶界析出相明场像及其能谱分析
(a, b) 0Cu 合金; (c, d) 0.18Cu 合金; (e, f) 0.37Cu 合金; (g) Mg₂Si 相;
(h) 含 Cu 相

Fig.5 Grain boundary precipitation of the alloys at peak aging
(a, b) 0Cu alloy; (c, d) 0.18Cu alloy; (e, f) 0.37Cu alloy; (g) phase of Mg₂Si; (h) phase with Cu

2.3 峰时效态合金的拉伸性能研究

对峰时效态合金的拉伸性能进行了研究, 图 6 所示为合金的拉伸性能和应力应变曲线, 可以发现, 峰时效态三种合金的抗拉强度均超过 420MPa, 并且随着合金中 Cu 含量的提升, 其抗拉强度显著提升。结合 TEM 明场像(图 1), Cu 添加促进了合金中时效强化相的析出, 对应的析出相尺寸明显减小, 数量密度和体积分数显著提升(表 2), 从而增强了合金的时效强化效果, 使其抗拉强度从 0Cu 合金的 421MPa 提升到 0.37Cu 合金的 459MPa。

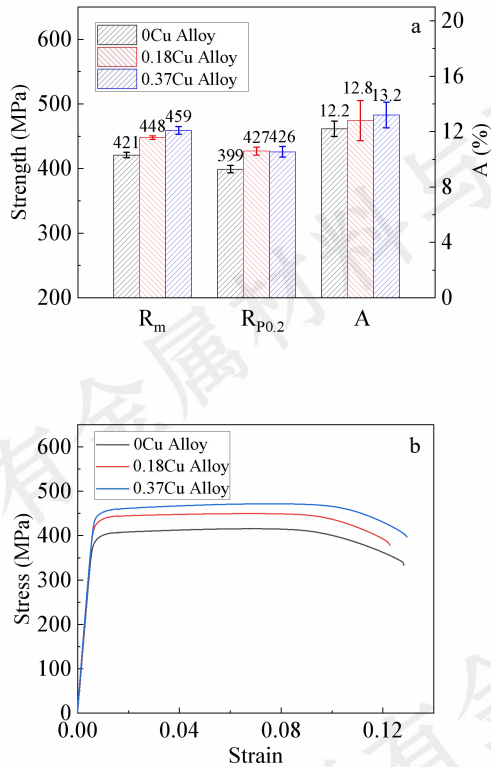


图6 峰时效合金的强度和应力应变曲线

(a) 强度; (b) 应力应变曲线

Fig.6 Strength and stress-strain curves of the alloys at peak aging

(a) strength; (b) stress-strain curve

2.4 峰时效态合金的晶间腐蚀性能研究

图7为三种合金晶间腐蚀后TS面的金相组织形貌照片。可以发现,在腐蚀环境中浸泡6h后,0Cu和0.18Cu合金中仅观察到点蚀现象,而0.37Cu合金中除观察到点蚀现象外,局部还观察到了典型的晶间腐蚀现象。经测量,0Cu合金中最大腐蚀深度为56.23 μm ; 0.18Cu合金的最大腐蚀深度最小,为19.65 μm ; 0.37Cu合金的最大腐蚀深度为120.65 μm 。依据GB/T 7998-2023标准中规定,确定0Cu和0.18Cu合金晶间腐蚀等级为1级,0.37Cu合金晶间腐蚀等级定为4级。因此0.18Cu的添加对合金耐晶间腐蚀性能有一定的改善作用,而0.37Cu的添加则显著恶化了合金的耐晶间腐蚀性能,使合金产生了较为严重的晶间腐蚀现象。

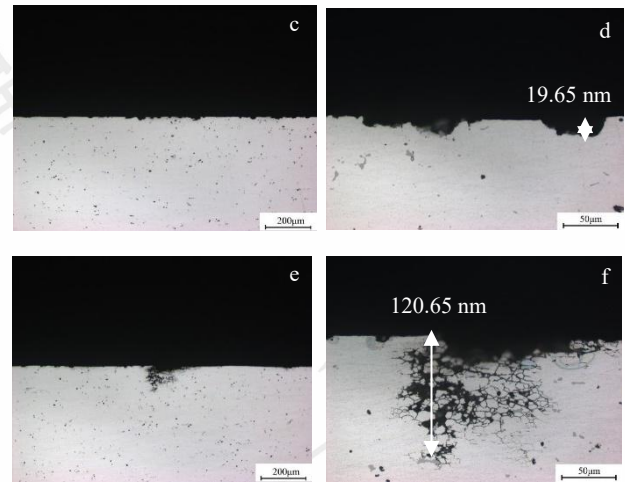
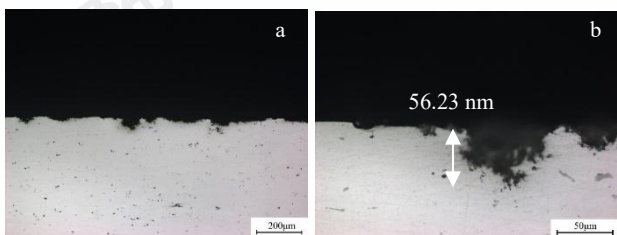


图7 晶间腐蚀实验后合金的金相照片

(a, b) 0Cu 合金; (c, d) 0.18Cu 合金; (e, f) 0.37Cu 合金

Fig.7 Metallographic photograph of the alloys after intergranular corrosion

(a, b) 0Cu alloy; (c, d) 0.18Cu alloy; (e, f) 0.37Cu alloy

3 分析与讨论

通过对三种峰时效态合金拉伸性能的研究,发现Cu的添加显著提升了合金强度,随Cu添加量由0增加至0.37 wt.%,在延伸率保持相当的情况下,合金的抗拉强度由421 MPa提升至459 MPa。经TEM表征(图1和表2),发现Cu的添加促进了强化相的析出、细化了强化相的尺寸,使其数量密度由 $1.9 \times 10^{23}/\text{m}^3$ 提升至 $5.5 \times 10^{23}/\text{m}^3$,体积分数由4.05%提升至5.36%,横截面积由 6.61 nm^2 减小至 4.79 nm^2 ,这种分布密集的析出相能够对位错产生钉扎作用。此外,在0.37Cu合金中还发现了L相的存在(图4(c, d)),这是一种含Cu的析出相,同时作为Q'相的前驱体,具有良好的热稳定性^[30-31]。因此与0Cu合金相比,0.37Cu合金中强化相更细小、体积分数更高,在沉淀强化作用下,合金强度显著提升。

通过对晶间腐蚀实验后试样的金相观察,可以发现0.18Cu的添加对高强6000系铝合金的耐晶间腐蚀性能有一定的改善作用,但0.37Cu的添加会显著恶化合金的耐晶间腐蚀性能。结合对三种合金的晶界析出行为研究(图5),可以发现除晶界析出相外,三种合金的晶界处均存在PFZ。与0Cu合金相比,0.18Cu合金晶内析出相的数量密度更高,在强化相的析出过程中会消耗更多的溶质原子,这将直接对溶质原子沿晶界的偏析产生更大的阻力^[32],同时也降低了晶界析出相的粗化速率和PFZ的宽度。因此,0.18Cu合金中晶界析出相尺寸和PFZ宽度均小于0Cu合金,使得0.18Cu合金晶界析出相与PFZ之间的腐蚀电位差较低,并最终提升了0.18Cu合金耐晶间腐蚀能力。与0Cu合金相

比, 0.37Cu 合金中由于 Cu 元素的大量添加, 导致了 Cu 原子在晶界处大量偏聚, 并析出了 AlCu(FeCrMn)相, 同时也导致了 PFZ 宽度的增大。由于 AlCu(FeCrMn)相中的 Cu 具有远高于基体的腐蚀电位^[33], 进一步增大了 0.37Cu 合金中晶界析出相与 PFZ 之间的腐蚀电位差, 同时也极大增加了合金的晶间腐蚀敏感性, 导致 0.37Cu 合金出现明显的晶间腐蚀现象。

4 结论

通过对 0Cu、0.18Cu 和 0.37Cu 三种高强 6000 系铝合金峰时效析出相、拉伸性能及晶间腐蚀性能的探究, 得出如下结论:

1) Cu 添加促进了强化相的析出, 提高了合金峰时效态的强度。随着 Cu 含量从 0 增加至 0.37wt.%, 析出相的数量密度由 $1.9 \times 10^{23}/\text{m}^3$ 提升至 $5.5 \times 10^{23}/\text{m}^3$, 体积分数由 4.05% 增加至 5.36%, 同时合金的抗拉强度由 421 MPa 提升至 459 MPa。

2) 添加 0.18wt.% Cu 后, 合金在峰时效态主要强化相的类型不变, 仍为 β'' 相; 而添加 0.37wt.% Cu 后, 其主要强化相为 β'' 相和 L 相。

3) 添加 0.18wt.% Cu 后, 合金中晶界析出相尺寸变小, 同时 PFZ 宽度从 55.88 nm 降为 51.92 nm, 使得 PFZ 与晶界析出相之间腐蚀电位差变小, 改善了合金的晶间腐蚀敏感性。而添加 0.37wt.% Cu 后, 大量更高电位的 AlCu(FeCrMn)相在晶界处连续析出, 导致了 PFZ 宽度的粗化以及晶界析出相和 PFZ 之间腐蚀电位差的增加, 显著恶化了合金的耐晶间腐蚀性能。

参考文献 References

- [1] Zhai Yanbo, Ma Xiuteng, Mei Zhen. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2014, 43(4): 769-774
- [2] Cui Xiaoming(崔晓明), Meng Chuang(孟闯), Shi Bo(石博) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2022, 51(7): 2529-2535
- [3] Xin Tongzheng, Tang Song, Ji Fan et al. *Acta Materialia*[J], 2022, 239
- [4] Deng Yunlai(邓运来), Zhang Xinming(张新明). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2019, 29(09): 2115-2141
- [5] Chrominski W, Lewandowska M. *Materials & Design*[J], 2022, 219
- [6] Jin Hongmei, Tie Di, Guan Renguo. *Materials & Design*[J], 2022, 220
- [7] Chen Jiahao, Cheng Xiangxiang, Ding Lipeng et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 190
- [8] Khangholi S N, Javidani M, Maltais A et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 914
- [9] Zhu Shang(朱上). General Research Institute for Nonferrous Metals[D], 2019
- [10] Zhu Shang, Li Zhihui, Yan Lizhen et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(11): 3500-3505
- [11] Lin Sen, Dang Jian, Wang Zhongping et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2022, 32(3): 1039-1050
- [12] Zang Ruojin, Ning Yaru, Ding Lipeng et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 194
- [13] Ding Lipeng, Ji Chen, Lu Chang et al. *Materials Characterization*[J], 2022, 191
- [14] He Lizi(何立子), Chen Yanbo(陈彦博), Cui Jianzhong(崔建忠) et al. *Corrosion Science & Protection Technology* (腐蚀科学与防护技术) [J], 2004, 16(3): 129-133
- [15] Gaute S, John E L, Astrid B et al. *Corrosion Science*[J], 2006, 48(1): 226-242
- [16] Zou Yun(邹芸). Chongqing University(D), 2017
- [17] Xu Xuehong, Deng Yunlai, Chi Shuiqing et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(1): 230-241
- [18] Li Hai, Zhao Peipei, Wang Zhixiu et al. *Corrosion Science*[J], 2016, 107: 113-122
- [19] Zeng Fengli, Wei Zhongling, Li Jinfeng et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21(12): 2559-2567
- [20] Guo Mingxing, Du Jinqing, Zheng Caihui et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 778: 256-270
- [21] Sun Li(孙丽), Niu Fengjiao(牛凤姣), Wu Cuilan(伍翠兰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(09): 2944-2950
- [22] Chen Tianyu(陈天宇), Zhang Yuhao(章宇豪), Wang Zhixiu(王芝秀) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2023, 47(04): 484-492
- [23] Min Xudong(闵旭东), Huang Yuan Chun(黄元春), Xiao Zhengbing(肖政兵) et al. *Heat Treatment of Metals* (金属热处理) [J], 2022, 47(02): 78-85
- [24] Zhang Guohui(章国辉), Yang Xiubo(杨修波), Huang Leiping(黄磊萍) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2018, 47(11): 3393-3399
- [25] Cui Xiaoming(崔晓明), Cui Hao(崔昊), Zhao Xueping(赵学平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2023, 52(09): 3179-3185
- [26] Zhang Xinxin, Lv You, Liu Bing et al. *Corrosion Communications*[J], 2021, 3: 71-79
- [27] Marioara C D, Andersen S J, Zandbergen H W et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2005, 36(3):

- [28] Andersen S J, Zandbergen H W, Jansen J et al. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(9): 3283-3298
- [29] Zheng Yaya, Luo Binghui, Xie Wei et al. *China Foundry*[J], 2023, 20: 57-62
- [30] Torsæter M, Ehlers F J H, Marioara C D et al. *Philosophical Magazine*[J], 2012, 92(31): 3833-3856
- [31] Jia Zhihong, Ding Lipeng, Gao Lingfei et al. *Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2017, 48(1): 459-473
- [32] Chakrabarti D J, Laughlin D E. *Progress in Materials Science*[J]. 2004, 49(3/4): 389-410
- [33] Hollingworth E H. US: ASM International[M], 1992: 143

Effect of Cu on microstructure and intergranular corrosion properties of high strength 6000 series aluminum alloy

Zhang Xu^{1,2,3}, Yan Lizhen^{1,2,3,*}, Li Zhihui^{1,3,*}, Li Xiwu^{1,2,3}, Gao Guanjun^{1,2,3}, Zhang Yongan^{1,2,3}, Liu Hongwei^{1,2}, Xiong Baiqing^{1,3}

(1.State Key Laboratory of Non-Ferrous Metals and Processes, GRINM Group Co., Ltd., Beijing 100088, China)

(2.GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd., Beijing 101407, China)

(3.General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088, China)

Abstract: The effect of Cu on the peak aging precipitates, tensile properties and intergranular corrosion properties of 6000 series aluminum alloy were investigated by OM, TEM, HRTEM, tensile and intergranular corrosion test. The results shown that the addition of Cu promoted the precipitation of the peak aging phase of the alloy. With the Cu content increasing from 0 to 0.18wt.% and 0.37wt.%, the precipitates size of the peak aging alloy decreased significantly, and the volume fraction increases from 4.05% to 4.61% and 5.36%. The strength of the corresponding alloys increased from 421MPa to 448 MPa and 459MPa. According to HRTEM, the main precipitates of the three alloys in peak aging state was β "phase, and L phase was also found in the alloy with 0.37 wt.% Cu added. The addition of 0.18 wt.% Cu improved the intergranular corrosion resistance of the alloy, while the addition of 0.37 wt.% Cu decreased the intergranular corrosion resistance of the alloy. It was found that the addition of 0.18 wt.% Cu promoted the precipitation of β "phase in the alloy, and the width of the precipitation free zone (PFZ) at the grain boundary was refined to 51.92nm. The addition of 0.37 wt.% Cu promoted the precipitation of the strengthened phase and changed the type of the precipitated phase. In addition, it was found that the addition of 0.37 wt.% Cu significantly roughened the width of the PFZ at the grain boundary, and the PFZ width was 60.20nm. Combined with aging precipitates, tensile strength and intergranular corrosion, it is found that 0.18wt.%Cu alloy has excellent comprehensive properties.

Key words: Cu addition; high strength 6000 series aluminum alloy; intergranular corrosion; precipitates

Corresponding author: Yan Lizhen, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, China GRINM Group Co., Ltd., Beijing 100088, China, Tel: 010-60662659, E-mail: yanlizhen@grinm.com; Li Zhihui, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Nonferrous Metals and Processes, China GRINM Group Co., Ltd., Beijing 100088, China, Tel: 010-60662659, E-mail: lzh@grinm.com