

Cu 含量及热处理对 Al-Cu-Mn 合金显微组织及力学性能的影响^①

宋转转, 尹登峰, 王华, 谢凯文, 徐庆

(中南大学材料科学与工程学院, 湖南长沙 410083)

摘要: 研究了热处理制度和 Cu 含量对 2 种常规铸造 Al-Cu-Mn 合金组织与力学性能的影响。结果表明: Cu2.8 合金适宜的热处理制度为 525 °C × 16 h + 170 °C × 8 h, Cu5.7 合金适宜的热处理制度为 525 °C × 16 h + 170 °C × 14 h; 在此热处理制度下, Cu2.8 合金与 Cu5.7 合金抗拉强度分别达到 209.76 MPa、349.15 MPa, 屈服强度分别为 107.15 MPa、216.21 MPa。详细研究了时效后合金的析出行为, Cu 含量对 Al-Cu-Mn 合金时效析出行为有重要影响, 固溶过程中 T 相的析出使低 Cu 合金 Cu 原子贫化, θ' 相只在 T 相附近黏附, 只有高 Cu 合金基体中才能析出弥散的 θ'' 相, θ'' 相是高 Cu 合金强度更高的主要原因。

关键词: Al-Cu-Mn 合金; 热处理; 显微组织; 力学性能; 时效强化; 固溶处理; 析出相; 弥散强化

中图分类号: TG156; TB302

文献标志码: A

doi: 10.3969/j.issn.0253-6099.2024.06.033

文章编号: 0253-6099(2024)06-0156-07

Effect of Cu Content and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Al-Cu-Mn Alloys

SONG Zhuanzhuan, YIN Dengfeng, WANG Hua, XIE Kaiwen, XU Qing

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, Hunan, China)

Abstract: Effects of heat treatment system and Cu content on the microstructure and mechanical properties of two conventionally cast Al-Cu-Mn alloys were investigated. It is found that after treatment at proper temperatures, including 525 °C × 16 h + 170 °C × 8 h for Cu2.8 alloy, 525 °C × 16 h + 170 °C × 14 h for Cu5.7 alloy, the Cu2.8 alloy and Cu5.7 alloy have their tensile strength up to 209.76 MPa and 349.15 MPa respectively, and yield strength reaching 107.15 MPa and 216.21 MPa correspondingly. The detailed exploration of precipitation behavior of the alloy after aging indicates that Cu content brings an important influence to the precipitation behavior. The precipitation of the T phase leads to depletion of Cu atoms in low-Cu alloy during solid solution process. The θ' phases only adhere near the T phase, and dispersed θ'' phases are only precipitated in the high-Cu alloy, which contribute mainly to higher strength of high-Cu alloy.

Key words: Al-Cu-Mn alloy; heat treatment; microstructure; mechanical property; strengthening effect by aging treatment; solid solution process; precipitated phase; dispersion strengthening

Al-Cu 合金因比强度与比刚度高、密度低而广泛应用于交通、航天等领域^[1-2]。但是 Al-Cu 合金铸造性能较差, 容易产生热裂、缩孔、偏析等缺陷, 在一定程度上限制了该系合金的应用^[3-4]。合适的热处理制度是解决这一问题的有效方法之一。Cu 元素作为 Al-Cu 合金的主要合金元素, 对合金组织和性能都有重要影

响: Cu 元素较少时, 时效析出的细小弥散相会相应减少, 导致强化效果不理想; 当 Cu 元素过多时, 固溶时晶界处共晶组织无法回溶到基体中, 这些脆性相会在变形过程中产生应力集中, 导致材料断裂^[5]。本文制备了低 Cu 和高 Cu 两种铝合金, 重点研究 Cu 含量及热处理工艺对 Al-Cu-Mn 合金显微组织及力学性能

① 收稿日期: 2024-06-27

基金项目: 广东省科技计划项目(0214B090903012); 徐州市科技项目(KC20006)

作者简介: 宋转转(1998—), 女, 山西吕梁人, 硕士研究生, 主要研究方向为 Al-Cu 合金组织与性能。E-mail: songzhuanzhuan1@126.com

通信作者: 尹登峰(1966—), 男, 湖南株洲人, 博士, 教授, 主要从事铝合金性能研究。E-mail: dfyin@126.com

的影响,并详细表征了时效后合金的析出行为,可为Al-Cu-Mn合金的热处理强化提供理论支持。

1 实验材料及方法

考虑到Cu在Al中的极限固溶度为5.65%^[6],将最大固溶度值及其半值作为实验合金的Cu含量取值。将工业纯铝、Al-50%Cu、Al-10%Mn、Al-3%Ti中间合金加入电阻炉中,750℃下熔化,连续搅拌熔体以确保合金元素均匀分布;氯化钠(NaCl)、氯化钾(KCl)、氟铝酸钠(Na₃AlF₆)按质量比1:1:2混合,作为覆盖剂,六氯乙烷(C₂Cl₆)作为除气剂,在720℃下保持10min;将熔体倒入涂有ZnO并在200℃下干燥过的铁模中,并在空气中冷却至室温,得到铝合金铸锭。使用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-OES)测量合金化学成分,结果如表1所示,根据Cu含量,2种合金分别被标记为Cu2.8、Cu5.7。

表1 Al-xCu-Mn合金成分(质量分数) %

合金名称	Cu	Mn	Ti	Fe	Al
Cu2.8	2.80	0.67	0.33	0.10	余量
Cu5.7	5.71	0.65	0.35	0.09	余量

从所得铸锭上切割Cu2.8、Cu5.7试样,试样在525℃下固溶16h后,迅速在170℃、175℃、180℃时效0~24h,每隔1~2h取2个样品进行硬度测试,绘制时效硬化曲线;在每条曲线对应的峰值状态下进行室温拉伸,并在拉伸强度最高时对应的状态下观察其微观组织。

使用D/Max 2500型X射线衍射仪(XRD)测定铸造合金相组成;使用示差扫描量热仪(DSC;NETZSCH-STA-449C)测定固溶温度;使用光学显微镜及扫描电镜观察样品合金微观组织。室温拉伸试验在Instron 3369型万能试验机上进行,拉伸试样尺寸根据ASTM-E8M标准设计,如图1所示。

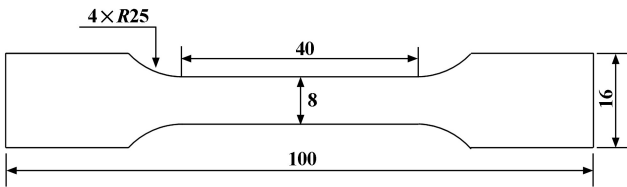


图1 室温拉伸样品尺寸(单位:mm)

2 实验结果与分析

2.1 铸态合金显微组织及物相分析

2种铸态合金XRD分析结果如图2所示。2种铸态合金中只有Al基体相和Al₂Cu相,没有观察到其他

物相的峰。衍射峰的高度代表物相的含量,说明这2种合金中Cu5.7合金中Al₂Cu相含量更高。

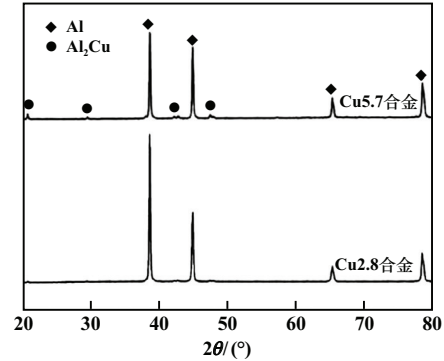
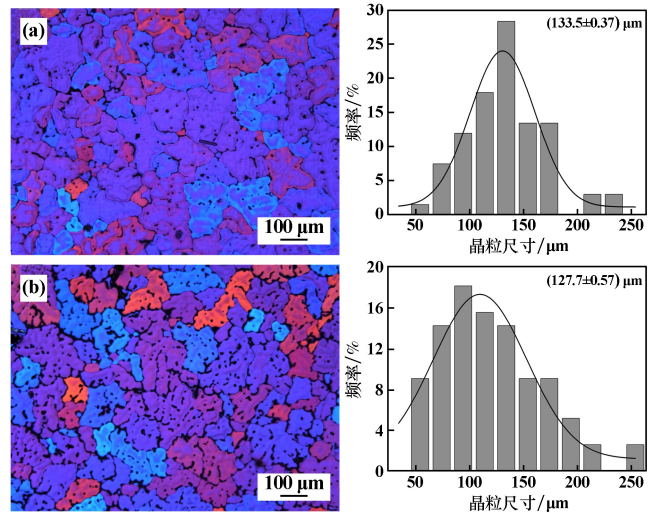


图2 2种铸态合金XRD图谱

图3为2种铸态合金阳极覆膜后的金相组织照片及晶粒尺寸。从图3可以看出,铸态合金晶粒近似呈等轴状,晶粒粗大,且由于非平衡凝固,晶界处共晶组织偏析严重。合金凝固组织第二相主要分为两种:分布于晶界处连续的长条状第二相和分布于晶内颗粒状第二相。且随着Cu含量增加,Cu5.7合金晶界处第二相宽度明显变宽,晶内颗粒状第二相数量也有所增多。统计2种合金晶粒尺寸,Cu2.8、Cu5.7合金铸态平均晶粒尺寸分别为133.5 μm、127.7 μm,两者无明显差异,说明实验范围内Cu含量对Al-Cu-Mn系合金晶粒尺寸影响不大。

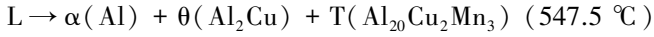
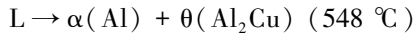


(a) Cu2.8合金; (b) Cu5.7合金

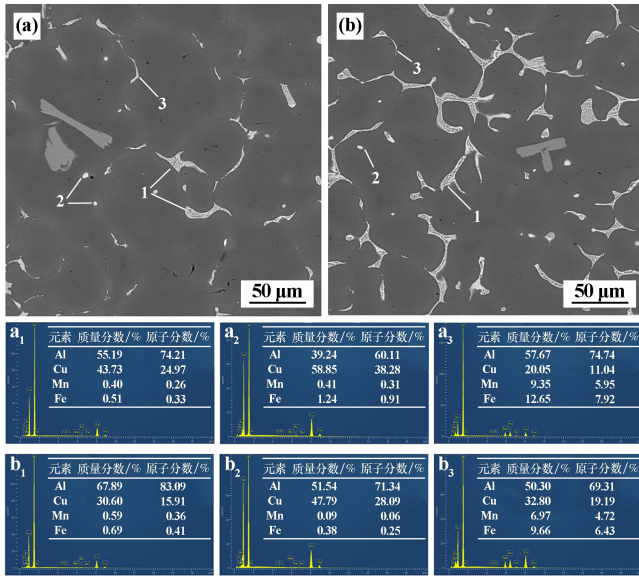
图3 铸态合金阳极覆膜组织与晶粒尺寸

图4为2种铸态合金扫描电镜(SEM)图。图中灰色区域为α-Al基体,骨架网格状共晶组织沿晶界分布,另外还有少量白色细长形第二相与网状组织相连,在晶内还存在少数颗粒状第二相。对第二相进行EDS能谱分析,网状(标记为1)与圆颗粒状(标记为3)共

晶组织只含有 Al 和 Cu 2 种元素,因此认为是 Al+T 相,这与 XRD 结果相符。细长形相(标记为 2)为富含 Al、Cu、Mn、Fe 的第二相。Al-Cu-Mn 合金在凝固过程中,在 548 °C 和 547.5 °C 下发生以下反应^[7]:



因此,被标记为 2 的相是 Al+ θ +T 共晶相。杂质元素 Fe 常能与 Mn 元素互换^[8]。上述现象说明:低 Cu 和高 Cu 含量的 Al-Cu-Mn 合金铸造组织中第二相主要为 θ 相,初生 T 相数量较少。



(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金

图 4 铸态合金 SEM 图像

2.2 固溶态合金微观组织

固溶温度的高低与低熔点共晶相溶解有关。使用 DSC 曲线初步确定合适的固溶温度,Cu5.7 合金 DSC 曲线如图 5 所示。在熔化过程中,合金共出现了 2 个吸热峰(分别标记为峰 1、峰 2),发生温度分别为 546.9 °C、650.4 °C。因此,合金固溶处理的温度应低于峰 1 开始温度 543.9 °C,固溶温度选择 525 °C。

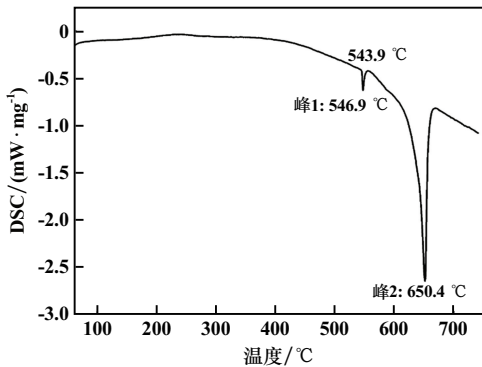
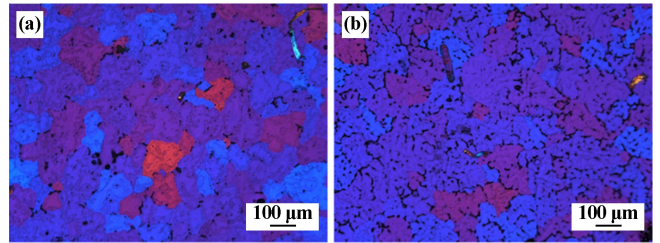


图 5 Cu5.7 铸态合金 DSC 曲线

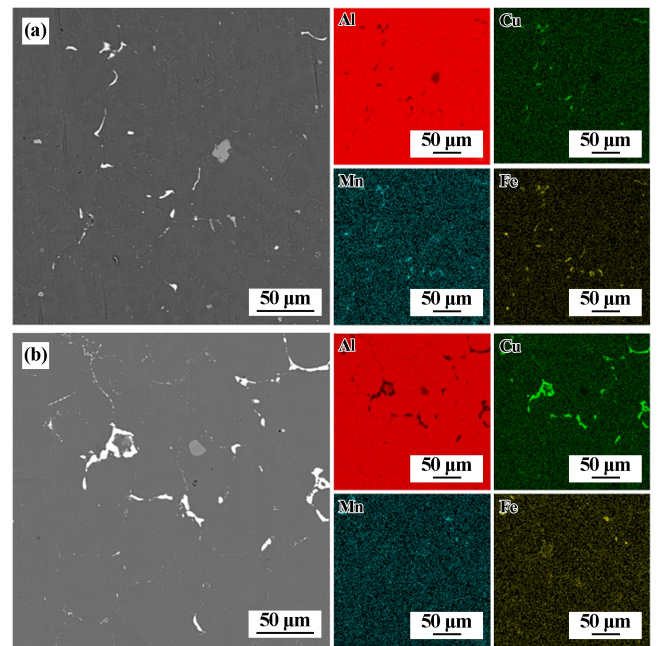
2 种合金在 525 °C × 16 h 固溶处理后立即水淬,观察固溶后的微观组织,如图 6 所示。从图 6 可以看出,Cu2.8 合金固溶处理后晶界变得平直,而 Cu5.7 合金由于 Cu 含量接近在铝中的极限固溶度,固溶处理后仍有共晶组织残留于晶界。



(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金

图 6 固溶态合金阳极覆膜微观组织

为了确定残留相的成分,对固溶处理后的 2 种合金进行 SEM 观察,结果如图 7 所示。与铸态合金相比,固溶态合金微观偏析降低,存在于晶界处的粗大第二相数量已经大幅减少,且形态由连续网状组织转变为不连续条状。对未溶入基体的少量残留相进行能谱分析,Cu2.8 合金中残留相主要为 Al-Cu-Mn-Fe 相,而 Cu5.7 合金中有更多的 Al-Cu 相残留下来。



(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金

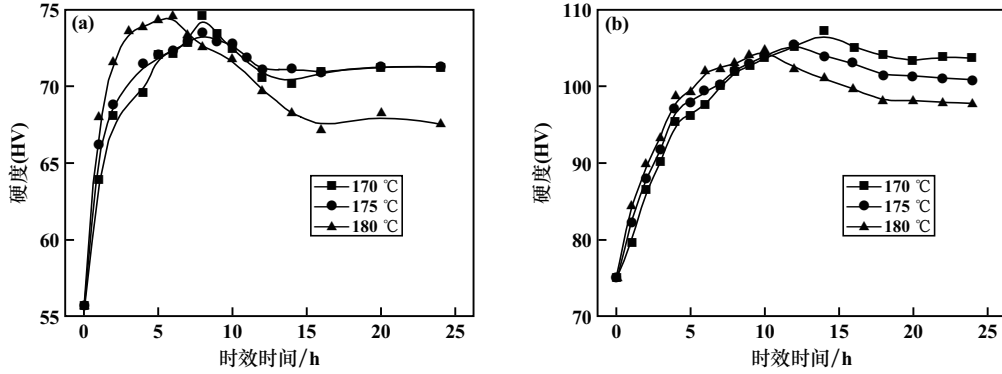
图 7 固溶态合金 SEM 图片

2.3 合金时效制度制定

对于时效强化型铝合金,制定合适的时效工艺对提高合金性能有重要意义。而 Al-Cu-Mn 系铝合金是典型的时效强化铝合金。图 8 为 Cu2.8、Cu5.7 合金在

525 °C × 16 h固溶后马上在 170 °C、175 °C、180 °C 进行时效处理的维氏显微硬度曲线。2 种合金硬度随着时效时间的变化呈现相同的趋势,即在时效初期,硬度随着时效时间增加迅速增大,随后增速减慢,到达峰时效后,继续增加时效时间,硬度稍有降低并最终保持稳

定。时效温度 170 °C 时,Cu2.8、Cu5.7 合金硬度分别在 8 h、14 h 时达到峰值。升高时效温度,强化响应速率增大,180 °C 时 2 种合金达到峰时效的时间分别为 6 h、10 h,但峰值时硬度比 170 °C 时稍有降低。比较过时效的硬度变化,发现 180 °C 时效硬度下降明显。

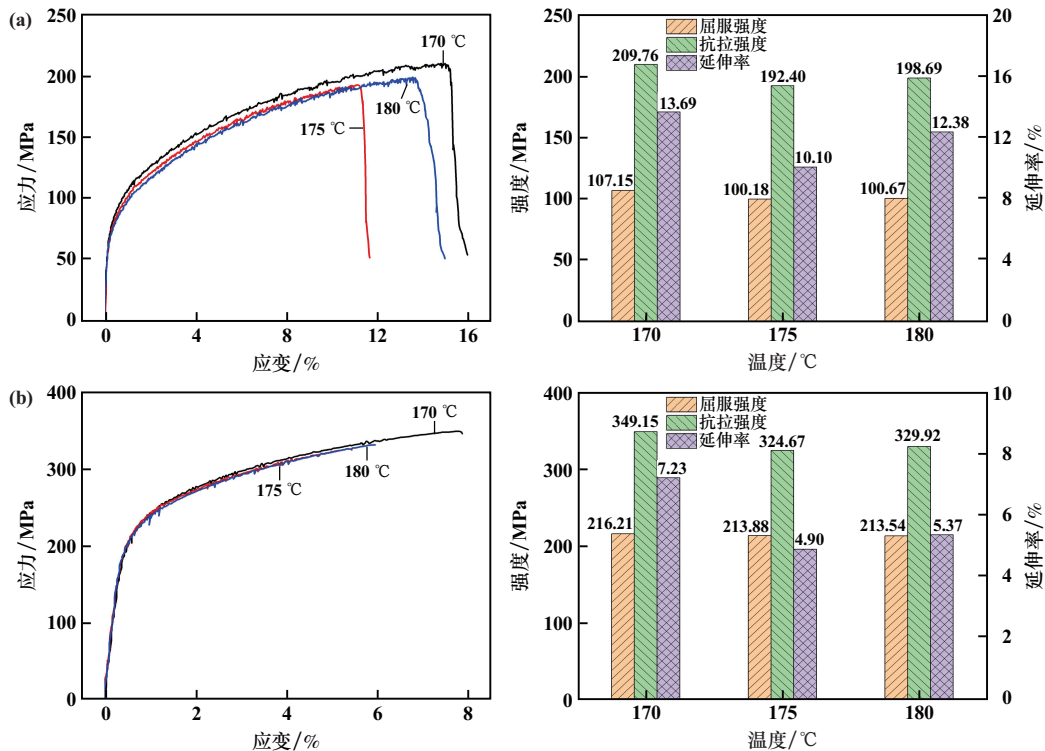


(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金
图 8 合金时效硬化曲线

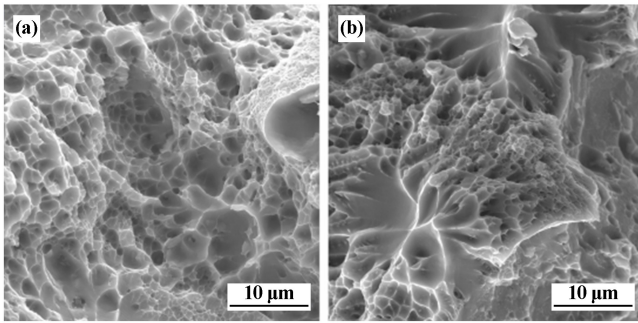
2 种合金分别在 170 °C、175 °C、180 °C 时效峰值状态下进行室温拉伸,时效温度对合金拉伸性能的影响见图 9。2 种合金均在 170 °C 时效时强度和延伸率最高;Cu2.8 合金抗拉强度 (UTS) 和屈服强度 (YS) 分别为 209.76 MPa、107.15 MPa,延伸率为 13.69%; Cu5.7合金 UTS 和 YS 分别为 349.15 MPa、216.21 MPa,延伸率为 7.23%。因此,确定 Cu2.8、Cu5.7 合金热处理

制度分别为 525 °C × 16 h + 170 °C × 8 h、525 °C × 16 h + 170 °C × 14 h。

2 种合金峰时效后的拉伸断裂断面形貌如图 10 所示。由图 10 看出,2 种合金的室温拉伸表现出明显的韧性断裂特征,断面主要由尺寸不一的韧窝和撕裂棱以及少数解理面构成。相比之下,Cu2.8 合金韧窝大且深,表明其塑性较好;Cu5.7合金断面韧窝小且浅,



(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金
图 9 合金拉伸应力应变曲线和相应的力学性能参数



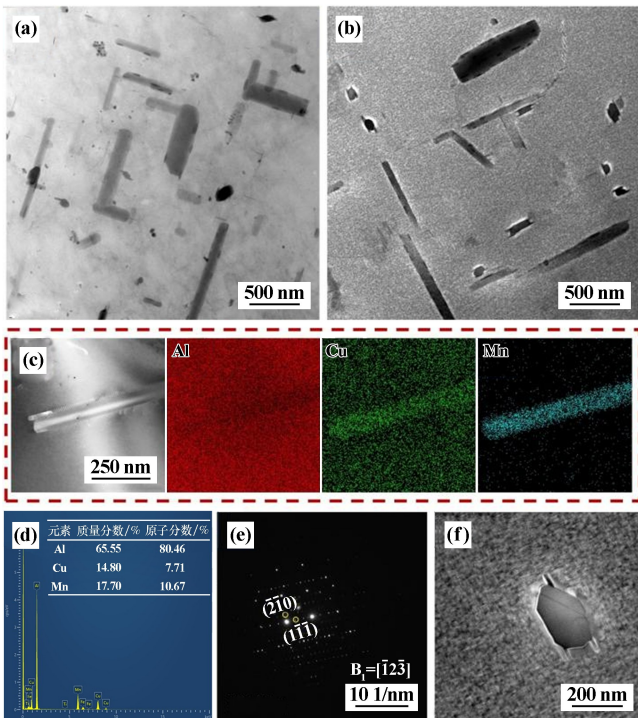
(a) Cu2.8 合金; (b) Cu5.7 合金

图 10 170 °C 时效后合金的断口形貌

塑性较差。这与 2 种合金延伸率数据相一致。

2.4 T6 态合金微观组织

2 种合金峰时效态(T6 态)的显微组织 TEM 图像(近 $\langle 001 \rangle_{Al}$ 方向)和 EDS 结果见图 11。TEM 结果显示,析出物大多呈长短不一的棒状,少数呈近似菱形的粒子。棒状相具有特定的取向和规则的形状,直径 20~100 nm,长度 500~1 000 nm。通过 TEM-EDS 分析,这些棒状相主要成分为 Al、Cu、Mn 元素,首先被认为是原子比接近 2:3 的 T 相($Al_{20}Cu_2Mn_3$) (图 11(c)、(d))。并且,SAD 模式(图 11(e))的计算也证实了这一点。对于含 Al-Cu-Mn 的铝合金,T 相是最常见的金属间化合物,通常在铸锭均匀化或固溶处理过程中形成^[9]。

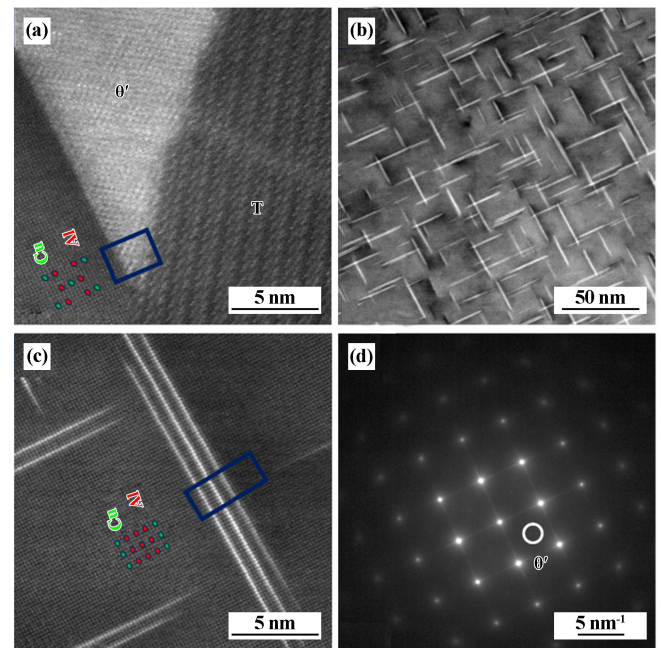


(a) Cu2.8 合金明场像; (b) Cu5.7 合金明场像;
(c)(d) 棒状相 TEM 及 EDS; (e) 棒状相选区电子衍射;
(f) 菱形粒子放大图像

图 11 T6 态合金 TEM 图像和 EDS 结果

Chen^[10]等研究发现,Al-5Cu-1Mn 合金在固溶后的析出相大多数为棒状 $Al_{20}Cu_2Mn_3$ 相。据报道,T 相具有正交结构^[11],晶格参数为 $a = 2.41 \text{ nm}$, $b = 1.25 \text{ nm}$, $c = 0.78 \text{ nm}$ 。一个菱形状粒子的放大图如图 11(f)所示,该粒子显示出典型的孪晶结构,它是棒状相的截面^[12]。

Cu5.7 合金 HAADF-STEM 图像见图 12。图 11(f)中菱形粒子附近可以观察到针状析出相,图 12(a)为针状析出相与粒子界面附近 HAADF 图像,针状析出相显示了典型的 θ' 相原子排布,SAD 模式(图 12(d))在 $1/2\{220\}_{Al}$ 处的衍射斑点也证实了这点^[13]。除此之外,Cu5.7 合金中还发现在基体中均匀分布的正交针状析出相,如图 12(b)所示,可以看出,针状析出相长度约为 50 nm,宽为 2 nm,放大图像(图 12(c))显示每两层 Cu 原子面之间被三层 Al 原子面分隔开,表明这些针状析出相为 θ'' 相^[14],对应图 12(d)衍射花样中沿(200)方向不连续的条纹。Cu2.8 合金除了 T 相及黏附于其上的 θ' 相,在 Al 基体中没有观察到其他析出相。



(a) T 相附近针状相; (b) Cu5.7 合金析出相;
(c) 图(b)中一条针状相放大图像; (d) 电子衍射

图 12 Cu5.7 合金 HAADF-STEM 图像

θ 系列相完整的析出序列为:过饱和固溶体 \rightarrow GP 区 $\rightarrow\theta''$ 相 $\rightarrow\theta'$ 相 $\rightarrow\theta$ 相^[15-16]。在时效初期,溶质原子从淬火态的过饱和固溶体中脱溶析出,形成原子团簇(GP 区),而由于 T 相附近 Cu 含量较高,GP 区在 T 相附近优先形核,故峰时效时 T 相附近长大成 θ' 相,而基体中均匀分布的析出相为 θ'' 相。Cu2.8 合金中 Cu 含量较低,固溶过程中形成了大量 T 相,消耗了 Cu 元

素, θ'' 相析出被抑制。

2.5 强化机制

同种合金不同温度时效后强度差异不大,但Cu含量增加对合金强度的提高起到了关键作用,Cu5.7合金在不同温度时效后抗拉强度均远高于Cu2.8合金,Cu5.7合金170℃峰时效后UTS和YS分别为349.15 MPa、216.21 MPa,比Cu2.8合金分别提高了66.45%和101.78%。

合金强度主要取决于晶粒大小、位错密度、固溶强化效应、析出相大小及密度等。经热处理后,合金位错密度较低,考虑到可能的强化机制,合金的强度可以通过式(1)^[17]计算:

$$\sigma_{YS} = \sigma_0 + \sigma_{GB} + \sigma_{ss} + \sigma_{ps} \quad (1)$$

式中: σ_{YS} 为合金总屈服强度; σ_0 为纯铝的晶格摩擦应力; σ_{GB} 、 σ_{ss} 、 σ_{ps} 分别为由晶界、固溶原子、析出相析出引起的屈服强度的增量。

2.5.1 细晶强化

细晶强化与晶粒尺寸有关。晶粒尺寸越细小的合金,单位面积内包含的晶界越多,高密度的晶界在拉伸变形时与位错交互作用,使得合金屈服强度上升。材料屈服强度随着晶粒尺寸增大而减小。具体可用Hall-Petch方程式描述:

$$\sigma_{GB} = kd^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

式中: k 为Hall-Petch常数; d 为平均晶粒直径。已有研究表明时效处理后淬火态的晶粒尺寸几乎没有变化,图6中固溶后两种合金的晶粒尺寸在统计误差范围内相差无几,因此,细晶强化对两种合金屈服强度的贡献一致。

2.5.2 固溶强化

固溶强化与合金元素在基体中固溶而引起的畸变有关。对固溶强化进行定量表征^[18]:

$$\sigma_{ss} = \sum (k_i \cdot c_i^m) \quad (3)$$

式中: c_i 为固溶元素在基体中的质量分数; k_i 为相应元素固溶体强化效率; m 为常数,在Al-Cu-Mn合金体系中, m 通常取1。2种合金基体中固溶元素含量见表2。Al基体中固溶的Mn元素含量差别不大,但是Cu含量却有显著差异。Cu5.7合金中固溶Cu元素更高,固溶强化效果更明显,固溶处理对2种合金屈服强度的贡献分别为32.8 MPa、48.3 MPa。

表2 基体中固溶元素含量(质量分数) %

合金	Cu	Mn
Cu2.8	1.5	0.4
Cu5.7	2.4	0.5

2.5.3 析出相强化

根据位错穿过颗粒的方式将析出相-位错之间的相互作用分为两类:位错切过颗粒机制和位错绕过颗粒机制。Cu5.7合金中,小分散体(θ'' 相)是较弱的析出相,可以被位错切过,并通过式(4)表达的强化模型来描述^[19]:

$$\sigma_{ps} = M \frac{\Delta\mu}{4\pi\sqrt{2}} \sqrt{f_v} \quad (4)$$

式中: M 为Al的泰勒因子; $\Delta\mu$ (拟合参数,取4.03 GPa)为相与基体间的剪切模量; f_v 为析出相体积分。

当位错遇到尺寸较大的析出相时,位错将不能切过沉淀相,而是绕过,强化机制由切过机制转为绕过机制(Orowan),其机制表达式^[20]为:

$$\sigma_{ps} = M \frac{0.46Gb}{\pi\sqrt{1-\nu}} \frac{\ln \frac{2r}{b}}{\lambda} \quad (5)$$

式中: G 为Al的剪切模量, $G=27.8$ GPa; b 为Al的柏氏矢量, $b=0.286$ nm; ν 为Al的泊松比, $\nu=0.345$; r 为析出相等效半径; λ 为析出相间平均距离。

TEM图像显示,合金中析出了棒状的富铜T相及其周围黏附的 θ' 相,由于尺寸较大,阻碍了位错通过Orowan旁路机制的运动,从而提高了合金的强度。计算得到析出相对合金屈服强度的贡献分别为: $\sigma_{ps,Cu2.8}=67.2$ MPa、 $\sigma_{ps,Cu5.7}=144.9$ MPa。

总之,与Cu2.8合金相比,Cu5.7合金强度的提高归因于固溶后剩余的Cu元素在基体中形成细小弥散的 θ'' 相,拉伸变形时 θ'' 相与位错的交互作用使得强度提高。

3 结论

1) 同种合金不同温度时效后强度差异不大,但Cu含量的增加对合金强度的提高起到了关键作用。

2) 随着铜含量增加,Al-Cu-Mn合金时效析出富铜相含量增多。合金固溶过程中析出T相,时效时 θ 系列相优先在T相附近形核。Cu2.8合金固溶时消耗了Cu元素,时效后只有黏附在T相的 θ' 相,在基体中没有观察到 θ'' 相;增加Cu含量,Cu5.7合金铝基体中析出细小的 θ'' 相。

3) 细小的析出相可以钉扎位错,发挥强化作用。Cu5.7合金比Cu2.8合金有更高的UTS与YS,其峰时效时的UTS和YS分别为349.15 MPa、216.21 MPa,比Cu2.8合金分别提高了66.45%和101.78%,延伸率稍有降低。

参考文献:

- [1] 王郁,王俊升,薛程鹏,等. 微合金化对铝合金高温析出相影响的研究进展[J]. 航空制造技术, 2021,64(15):68-77.
- [2] 傅成聪,郑钰,郭怡,等. 超细晶 Cu/Al 异种材料搅拌摩擦焊组织与性能研究[J]. 铜业工程, 2023(3):32-39.
- [3] 顾刚. 断续时效对 2519A 铝合金组织、力学性能和抗冲击性能的影响[D]. 长沙:中南大学, 2014.
- [4] 潘一帆,郭桦,苑伟,等. 海洋工程及船用 ZCuAl₉Fe₄Ni₄Mn₂ 铜合金的腐蚀疲劳性能研究[J]. 铜业工程, 2023(3):70-74.
- [5] 郭国文. 高强韧铸造铝合金材料及其挤压铸造技术的研究[D]. 广州:华南理工大学, 2015.
- [6] 金长庚.《铸造铝合金金相图谱》介绍[J]. 航空材料, 1986(1):56.
- [7] 张晗,郝启堂,李新雷,等. 热处理工艺对 Al-Cu-Mn-Mg 合金微观组织与力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2023,44(3):58-67.
- [8] LIU K, CAO X, CHEN X G. Solidification of iron-rich intermetallic phases in Al-4.5Cu-0.3Fe cast alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2011,42(7):2004-2016.
- [9] DEANE K, SANDERS P. Effect of Zr additions on thermal stability of Al-Cu precipitates in as-cast and cold worked samples [J]. Metals, 2018,8(5):331.
- [10] CHEN Z, CHEN P, LI S. Effect of Ce addition on microstructure of Al₂₀Cu₂Mn₃ twin phase in an Al-Cu-Mn casting alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012,532:606-609.
- [11] LIAO H, TANG Y, SUO X, et al. Dispersoid particles precipitated during the solutionizing course of Al-12wt% Si-4wt% Cu-1.2wt% Mn alloy and their influence on high temperature strength[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017,699:201-209.
- [12] LI X, CHEN X, FENG Y, et al. Characterization and theoretical calculations of the T(Al₂₀Cu₂Mn₃)/Al interface in 2024 alloys: TEM and DFT studies[J]. Vacuum, 2023,210:111884.
- [13] SHEN Z, DING Q, LIU C, et al. Atomic-scale mechanism of the $\theta'' \rightarrow \theta'$ phase transformation in Al-Cu alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017,33(10):1159-1164.
- [14] BOURGEOIS L, MEDHEKAR N V, SMITH A E, et al. Efficient atomic-scale kinetics through a complex heterophase interface [J]. Physical Review Letters, 2013,111(4):046102.
- [15] BAHL S, XIONG L, ALLARD L F, et al. Aging behavior and strengthening mechanisms of coarsening resistant metastable θ' precipitates in an Al-Cu alloy [J]. Materials & Design, 2021,198:109378.
- [16] MILLIGAN B, MA D, ALLARD L, et al. Crystallographic orientation-dependent strain hardening in a precipitation-strengthened Al-Cu alloy[J]. Acta Materialia, 2021,205:116577.
- [17] MONDOL S, MAKINENI S K, KUMAR S, et al. Enhancement of high temperature strength of 2219 Alloys through small additions of Nb and Zr and a novel heat treatment[J]. Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science, 2018,49(7):3047-3057.
- [18] SU Z, XIAO Z, ZENG Z, et al. Microstructure and mechanical properties of squeeze-cast Al-5.0Cu-1Mn-based alloys with different Ni content[J]. Materials & Design, 2023,229:111901.
- [19] WANG J, LIU Z, BAI S, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of the electron-beam welded joints of cast Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Materials Science & Engineering: A, 2021,801:140363.
- [20] HU Z, ZHANG H, ZHU H, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of AlCu5MnCdVA aluminum alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019,759:154-166.

引用本文: 宋转转,尹登峰,王华,等. Cu 含量及热处理对 Al-Cu-Mn 合金显微组织及力学性能的影响[J]. 矿冶工程, 2024,44(6):156-162.

(上接第 155 页)

- [2] 周晓燕,汤洪波,周健. Ag-AgI/Bi₂WO₆ 光催化剂的制备及其光催化性能[J]. 矿冶工程, 2022,42(1):152-155.
- [3] INOUE T, FUJISHIMA A, KONISHI S, et al. Photoelectrocatalytic reduction of carbon dioxide in aqueous suspensions of semiconductor powders[J]. Nature, 1979,277:637-638.
- [4] 张一兵,陈楠. 紫外光照下改性 A-TiO₂ 降解番红花红 T[J]. 矿冶工程, 2020,40(3):133-137.
- [5] YANG X N, CUI F Y. Stability of nano-sized titanium dioxide in an aqueous environment: effects of pH, dissolved organic matter and divalent cations[J]. Water Science and Technology, 2013,68(2):276-282.
- [6] 薛丽梅,张风华,樊惠娟,等. C-TiO₂ 光催化还原 CO₂ 的实验研究[J]. 矿冶工程, 2011,31(1):84-87.
- [7] 唐兰勤,贾茵,朱志尚,等. 光催化二氧化碳还原研究进展[J]. 物理学进展, 2021,41(6):254-263.
- [8] 姜海洋,刘慧玲. 半导体复合材料光催化还原 CO₂ 的研究进展[J]. 硅酸盐学报, 2022,50(7):2024-2055.
- [9] 张柯,王海旺,刘可凡,等. 碳基材料复合半导体光催化剂的制备及应用研究进展[J]. 炭素, 2020,1(1):23-35.
- [10] OLOWOYO J O, KUMAR M, JAIN S L, et al. Insights into reinforced photocatalytic activity of the CNT-TiO₂ nanocomposite for CO₂ reduction and water splitting[J]. The Journal of Physical Chemistry C, 2019,123(1):367-378.

引用本文: 张瀚文,习小明,卓晓军,等. TiO₂-CNTs 复合光催化剂的制备及其光催化性能[J]. 矿冶工程, 2024,44(6):151-155.