文章编号: 1004-0609(2009)08-1355-11

稀土元素对 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微组织影响的研究进展

宋 旼,肖代红,贺跃辉,张福勤

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: Al-Cu-Mg-Ag 合金展示了比传统 Al-Cu 及 Al-Cu-Mg 合金更加优异的室温与高温力学性能,源于其主 要强化相(*Q* 相)有较好的热稳定性。然而该合金的使用温度仍然低于 200 ℃,当温度超过 200 ℃时,*Q* 相的粗化 速率急剧增加,容易发生共格失稳而转变为 θ 相,从而降低合金的高温力学性能。研究表明通过添加合适的稀 土或过渡族元素可以有效地抑制 *Q* 相的生长速率,提高 *Q* 相的形核密度和热稳定性,从而提高合金的高温力学 性能。综述了 Ce、Yb 及 Sc 元素对 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微组织与力学性能的影响,并探讨了 Ce、Yb 及 Sc 元 素提高 *Q* 相热稳定性的机理。

关键词: Al-Cu-Mg-Ag 合金;稀土;显微组织;力学性能 中图分类号: TG 111.6 文献标识码: A

Research progress of effect of rare earth elements on microstructures of Al-Cu-Mg-Ag alloys

SONG Min, XIAO Dai-hong, HE Yue-hui, ZHANG Fu-qin

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

Abstract: Al-Cu-Mg-Ag alloys exhibit much better mechanical properties than traditional Al-Cu and Al-Cu-Mg alloys at both room- and elevated temperatures because of the good thermal stability of the main strengthening phase (Ω phase). However, this type of alloys can only be used under 200 °C. When the temperature is above 200 °C, the coarsening speed of Ω phase increases dramatically, and Ω phase is very easy to lose coherent with the matrix and changes to θ phase, which substantially decreases the mechanical properties of the alloys at elevated temperature. It is shown that adding proper rare earth or transient elements can substantially inhibit the growth speed of Ω phase, increase the nucleation density and thermal stability of Ω phase, and thus improve the mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloys. The effects of Ce, Yb and Sc on the microstructures and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloys were reviewed, and the mechanisms of the effects of Ce, Yb and Sc on the thermal stability of Ω phase were discussed. **Key words:** Al-Cu-Mg-Ag alloy; rare earth; microstructures; mechanical properties

Al-Cu-Mg系合金由于有良好的综合性能而被广 泛地用作航空航天结构材料。然而该合金主要用于室 温,当温度超过100 ℃时,由于其强化相(θ'相,*S*相) 发生粗化而使性能显著下降^[1]。POLMEAR等^[2-10]发 现,在高Cu/Mg质量比例的Al-Cu-Mg合金中加入微量 Ag能使合金析出一种新的时效强化相(Ω相)。相对于 Al-Cu-Mg合金中的主要强化相(θ'相, S相)来说, Ω相 在较高的温度下(可达200 ℃)有着优良的抗粗化性能, 从而不仅改善了合金室温和高温力学性能,还提高了 合金的高温抗蠕变性能。尽管目前关于Ω相的晶体结

收稿日期: 2008-09-26; 修订日期: 2008-12-18

通讯作者: 宋 旼, 副研究员, 博士; 电话: 0731-88877880; E-mail: msong@mail.csu.edu.cn

基金项目:湖南省自然科学基金资助项目(07JJ3117),教育部留学归国人员科研启动项目资助项目;国家高技术研究发展专项经费资助项目 (2006AA03Z567)

构仍然存在争议,但大量的研究均表明Ω相与Al-Cu合金中的典型平衡θ相结构类似,且成分相同^[11-31]。实际上,在Ω和θ相的结构模型中其晶格常数的差别非常小,以至于在250 ℃以上的温度下长时间时效将最终使得Ω相被θ平衡相所取代^[15]。研究表明: Mg和Ag在Ω相的形核过程中均起到重要的作用,其中Mg是诱发Ω相形核的主要元素,而Ag起到Ω相形核催化剂的作用^[11,32]。当在Al-Cu合金中同时加入Mg和Ag元素时,Mg和Ag元素强烈的相互作用而形成原子簇,使得Mg

原子沿基体的{111}面上偏聚(Mg原子簇)。由于Mg原 子比Al原子大,Mg原子簇在Al基体中将会产生负畸变 区。这种负畸变区的存在,促进了Cu原子沿基体{111} 面上偏聚,以减低给基体带来的晶格畸变,从而使得 Mg原子簇成为Ω相的优先形核区域,抑制了θ'相沿基 体{100}面的形核。

大量研究^[33-36]表明,Si的存在对*Q*相的析出存在 不利影响。合金中Mg-Si 原子间的强烈交互作用抑制 了Ag-Mg原子团的形成,从而抑制了*Q*相的析出。在 Mg元素与Si元素相对质量比高时,*Q*相形核没有被抑 制,但是当Si含量过高时,合金中析出了*o*相,*Q*相形 核被抑制。RAVIPRASAD等^[34]在对添加了Ag和Si 的 Al-2.5Cu-1.5Mg 进行研究时发现,Ag和Si原子的添加 促进了多元原子团的形成;在高温时效过程中,合金 沿〈100〉方向析出了针状GPB 区,同时还有*X*′相和*Q* 相,但是*Q*相不如*X*′相稳定,在长时间时效后溶解。

尽管Al-Cu-Mg-Ag合金展示了优于Al-Cu及 Al-Cu-Mg合金的室温与高温力学性能,但其使用温度 不能超过200℃。当温度超过200℃时,*Q*相的粗化速 率将急剧增大,使得*Q*相迅速发生共格失稳而转化成 平衡*θ*相,从而显著地降低了合金的力学性能。 HUTCHINSON等^[37]指出:在*Q*相应变场的周围可以存 在空位或间隙原子以降低弹性应变能,而空位或间隙 原子的存在取决于*Q*相的厚度。由于*Q*相与基体共格, 存在周期性的空位错配度,在200℃以下空位在*Q*相界 面的聚集将显著地提高增厚台阶的形核能。当温度超 过250℃时,增厚台阶的形核势垒降低,原子扩散速 率加快,因此*Q*相的粗化速率迅速增加。

为进一步提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的高温力学性 能,提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的使用温度,许多科研 工作者展开了提高 *Q* 相热稳定性的研究。大量的研 究^[38-44]表明:通过添加合适的稀土元素可以有效地 提高 *Q* 相的抗粗化性能和热稳定性,从而提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的力学性能和使用温度。本文作者 就 Ce、Yb 及 Sc 等稀土元素对 *Q* 相高温抗粗化性能 及热稳定性的影响,以及对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能和显微组织的影响作一综合评述。

Ce对 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微组织 的影响

在所有的稀土元素中, Ce 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金 力学性能和显微组织影响的研究最多^[38-41]。XIAO 和 SONG 等^[38-41]均指出: Ce 可以有效细化 Al-Cu-Mg-Ag 合金铸态组织的晶粒,增加 Q 相的形核率,并通过阻 碍 Q 相的长大而提高 Q 相的热稳定性,从而提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的室温与高温力学性能。

图1所示为Ce对Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金铸态 晶粒度的影响^[40]。从图1可以看出:不含Ce的 Al-Cu-Mg-Ag合金的平均晶粒大小约为100 µm, 而含 0.2%Ce(质量分数)的Al-Cu-Mg-Ag合金的平均晶粒大 小为45 µm, 含0.45% Ce的Al-Cu-Mg-Ag合金的平均晶 粒大小为30 µm左右,这表明添加微量Ce有利于细化 晶粒。同时从图1可看出,含Ce的合金在晶界上有一 薄层析出物,背散射电子分析表明,这些析出相是在 晶界上生成的复杂稀土化合物。这些化合物中除AI外, 还含有Cu、Ce、Mn 和Ag 等元素。Ce细化晶粒的作 用除与稀土的变质作用有关外,还可作如下解释: Ce 的原子半径较大(0.18 nm), 而Al的原子半径小(0.143 nm),其原子半径差超过15%,使得 Ce 在Al中固溶 度低,在共晶温度下,Ce 在纯铝中的最大固溶度低 于0.1%^[45]。因此, Ce 主要富集在晶界上, 或以微小 的稀土化合物存在晶内,这些化合物可作为非均匀形 核的核心。因此,添加微量的Ce有助于提高结晶的形 核数目,从而降低晶粒的尺寸。

图2所示为Ce对Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金在185 ℃下人工时效至峰值态显微组织的影响^[40]。从图2可 以看出,与不含Ce的Al-Cu-Mg-Ag合金相比,含Ce的 Al-Cu-Mg-Ag合金中Ω相的尺寸较小、密度和体积分数 较大,这表明Ce可以有效地提高Ω相的形核密度并抑 制Ω相的生长速率。对于高Cu/Mg质量比例的 Al-Cu-Mg-Ag合金来说,在时效的早期,基体的{111} 面上分布着大量的Mg/Ag/空位簇,这些原子/空位簇是 Ω相非均匀形核的中心^[46]。最近的第一原理计算表明: Mg-Ag原子簇必须与Cu结合才能满足在基体的{111} 面上稳定存在的力学条件^[47],这种Mg-Ag-Cu原子簇即 为Ω相的形核中心。当Ce元素加入到合金后,Ce原子 通过置换取代基体中的Al原子。当Ce原子以置换形式





图 1 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金的铸态 显微组织

Fig.1 As-cast microstructures of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag: (a) Without Ce; (b) With 0.2% Ce; (c) With 0.45% $Ce^{[40]}$ (with permission of original author)





图2 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag合金在185 ℃峰 时效态的TEM像

Fig.2 TEM images of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag alloys after aging to peak aged stage at 185 °C: (a) Without Ce; (b) With 0.2% Ce; (c) With 0.45% Ce^[40](with permission of original author)

存在于Al 基体中时,Ce原子周围造成较大的晶格畸变区,固溶处理后,基体中过饱和的空位在Ce 原子 周围的偏聚可减小晶格畸变能和空位形成能,因此, 在Ce 原子周围可能会形成空位对或空位簇。一些研 究工作证实,Al基体中过饱和的空位往往优先沿着 {111}密排面结合成空位盘^[48],当空位盘足够大时, 将塌卸成不全位错,其中包含着层错。这种不全位错 在Sukuki气团的作用下,将更多地吸收周围的Mg和Ag 原子,形成更多的Mg/Ag/vacancy 聚合体,这些聚合 体成为Ω相形核的核心,从而提高了Ω相的析出密度。 早期的研究^[38]还指出:Ce可以有效地降低Ω相的形核 温度,抑制GP区的形核,从而加速Ω相的形核。

图3所示为含与不含Ce的Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金在185 ℃下人工时效至峰值态后,再在300 ℃下 退火处理20和100 h后的显微组织^[40]。从图3可以看出, 在300 ℃下继续退火处理20 h后,两种合金中的Ω相都 仍然为片状,但不含Ce的合金中的Ω相远比含Ce合金 中的Ω相要厚。在300 ℃下退火100 h后,不含Ce的合 金中的亚稳Ω相已经被稳定的θ沉淀相所取代,而含Ce 合金中的亚稳Ω相已经被稳定的θ沉淀相所取代,而含Ce 合金中的亚稳Ω相仍然存在,保持为片状,且片的厚 度增加不大,但片的直径出现了显著增加。早期的研 究表明:片状析出相的生长机制为台阶机制^[23],而关 于Ω相台阶形核势全的研究在早期的文献中已有详细

讨论^[37-49],即 200 ℃下Ω相优异的抗粗化性能来源于 生长台阶的缺乏,这种缺乏主要是由于台阶具有高的 形核势垒。HUTCHINSON等^[37]指出:在Ω相应变场的 周围可以存在空位或间隙原子以降低弹性应变能,而 空位或间隙原子的存在取决于 Ω 相的厚度。由于 Ω 相与 基体共格,存在周期性的空位错配度,因此在250 ℃ 以下时空位在Ω相的聚集将显著地提高增厚台阶的形 核能。当温度超过250 ℃时,增厚台阶的形核势垒降 低,原子的扩散速率加快,因此 Ω 相的粗化速率迅速 加快。这种高的粗化速率导致Ω相的尺寸迅速增加, 最终与基体发生共格失稳,因此不含Ce的合金中的 Ω 相在300 ℃下退火100 h后转化为稳定的*θ*相。然而从 图2可以看出,当含有Ce时,Al-Cu-Mg-Ag 合金在300 ℃下退火100 h后 Ω 相仍然保持为片状,与基体共格, 并没有转化为稳定的母相。这可能由两种机制造成。首 先稀土元素Ce可以显著降低Cu元素在Al基体中的扩 散速率^[40]。由于 Ω 相的化学组成为Al₂Cu,因此Cu元素 扩散速率的降低将显著地抑制Ω相的粗化速率。其次 由于稀土元素Ce在Al基体中的固溶度较低(即使在共 晶温度固溶度也小于0.1%)^[50],大量超过固溶度极限的 Ce原子在凝固过程中聚集在晶界,而部分过饱和的Ce 原子也聚集在Ω相与基体的相界面处以降低自由能。 如前所述, Ce原子的半径远大于Al原子的半径, 在Ce



图 3 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag 合金在 185 ℃时效至峰值后,继续在 300 ℃下退火的显微组织 **Fig.3** Microstructures of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag alloys after aging to peak-aged stage at 185 ℃ followed by annealing at 300 ℃: (a), (c) 20 h; (b), (d) 100 h; (a), (b) Without Ce; (c), (d) With 0.45% Ce^[40] (with permission of original author)

原子的周围将产生空位以降低弹性应变能,而空位在 *Q*相与基体界面的聚集将显著的提高增厚台阶的形核 势垒,从而降低 *Q*相的粗化速率,提高了 *Q*相的热稳 定性。

2 Yb 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微组织 的影响

XIAO 等^[42]研究了稀土元素 Yb 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能和显微组织的影响,他们指出:与 Ce 类似,少量的 Yb 可以有效地细化 Al-Cu-Mg-Ag 合金 铸态组织的晶粒,增加 Ω 相的形核率,并通过阻碍 Ω 相的长大而提高 Ω 相的热稳定性,从而提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的室温与高温力学性能。

图 4 所示为 Yb 对 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn 合金铸态晶粒度的影响^[42]。从图 4 可以看出:不含 Yb 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金的平均晶粒大小约为 75 µm, 而含 0.15%(质量分数)Yb 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金的平均 晶粒大小为 25 µm,含 0.25% Ce 的 Al-Cu-Mg-Ag 合 金的平均晶粒大小为 20 µm 左右,这表明添加微量 Yb 有利于细化晶粒。背散射电子分析表明,在含 Yb 的合金在晶界上还将形成复杂含 Yb 的稀土化合物。 Yb 细化晶粒的机制与 Ce 相同,即 Yb 的原子半径较 大,在 Al 中固溶度低,主要富集在晶界或以微小的 稀土化合物存在晶内,这些化合物可作为非均匀形核 的核心。因此,添加微量的 Yb 有助于提高结晶的形 核数目,从而降低晶粒的尺寸。

图5所示为Yb对Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn合 金在185 ℃下人工时效至峰值态显微组织的影响^[42]。 从图5可以看出,与不含Yb的Al-Cu-Mg-Ag合金相比, 含Yb的Al-Cu-Mg-Ag合金中 Ω 相的尺寸较小、密度和 体积分数较大,这表明Yb可以有效地提高Q相的形核 密度并抑制Q相的生长速率。同时图5还表明,Yb含量 的适当提高可以有效地增加 Ω 相的形核密度。Yb提高 Ω 相的形核密度并抑制 Ω 相生长速率的机制与Ce类 似,即当Yb元素加入到合金后,Yb原子通过置换取代 基体中的Al原子,在周围造成较大的晶格畸变区。固 溶处理后,基体中过饱和的空位在Yb原子周围的偏聚 可减小晶格畸变能和空位形成能。空位团聚集到一定 尺寸后将塌卸为不全位错,在Sukuki气团效应下,不 全位错将更多地吸收周围的Mg和Ag 原子,形成更多 的Mg/Ag/vacancy聚合体,成为 Ω 相形核的核心,从 而提高了Ω相的析出密度。

图 6 所示为含 Yb 与不含 Yb 的 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn合金在300 ℃下人工时效120 h后的显微 组织^[42]。从图6可以看出,在300 ℃下退火处理120 h 后,不含Yb的合金中的亚稳Ω相已经被稳定的*θ*沉淀相 所取代,而含Yb合金中的亚稳Ω相仍然保持为片状。



Fig.4 As-cast microstructures of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn: (a) Without Yb; (b) With 0.15% Yb; (c) With 0.25% Yb^[42] (with permission of original author)





图 5 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn 合金 在185 ℃峰时效态的TEM像 Fig.5 TEM images of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.5Mn alloys after aging to peak aged stage at 185 ℃: (a) Without Yb; (b) With 0.15% Yb; (c) With 0.25% Yb^[42] (with permission of original author)





这表明Yb可以有效地提高Q相的热稳定性和抗粗化速率。Yb提高Q相的热稳定性和抗粗化速率的机制与Ce 类似,即Yb在Al基体中的固溶度较低,大量超过固溶 度极限的Yb原子在凝固过程中聚集在晶界,而部分过 饱和的Yb原子也聚集在Q相与基体的相界面处以降低 自由能。如前所述,Yb原子的半径远大于Al 原子的 半径,在Yb原子的周围将产生空位以降低弹性应变 能,而空位在Q相与基体界面的聚集将显著地提高增 厚台阶的形核势垒,从而降低Q相的粗化速率,提高 了Q相的热稳定性。

3 Sc 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能 和显微组织的影响

XIAO 等^[43]最近研究了稀土元素 Sc 对 Al-Cu-Mg-

Ag 合金力学性能和显微组织的影响,他们指出:适量的 Sc 可以有效地细化 Al-Cu-Mg-Ag 合金铸态组织的 晶粒,增加 Ω 相的形核率,并通过阻碍 Ω 相的长大而 提高 Ω 相的热稳定性,并抑制合金的动态再结晶,从 而提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的室温与高温力学性能。

图 7 所示为 Sc 对 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr 合 金铸态晶粒度的影响^[43]。从图 7 可以看出:不含 Sc 及含 0.1% Sc 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金铸态晶粒很大,超 过 200 µm,而当 Sc 的含量超过 0.3%时,Al-Cu-Mg-Ag 合金的晶粒尺寸急剧下降,约 30 µm,这表明添加足 够量的 Sc 可以有效地细化晶粒。对比图 1、4 和 7 可 知, Sc 细化晶粒的作用远大于 Ce 和 Yb。实际上, Sc 细化 Al-Cu-Mg-Ag-Zr 合金的机理与 Sc 细化其他铝合 金的机理相同,即 Sc 与 Zr 在凝固过程中与 Al 结合形 成稳定的 Al₃(Sc, Zr)弥散相,该相具有 Ll₂结构,能抑



图 7 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr 合金的铸态显微组织

Fig.7 As-cast microstructures of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr: (a) Without Sc; (b) With 0.1% Sc; (c) With 0.3% Sc; (d) With 0.5% $Sc^{[43]}$ (with permission of original author)

制晶界迁移,从而显著地细化晶粒。值得注意的是, 与 Ce 和 Yb 不同, Sc 只有达到一定的浓度才能起到 细化晶粒的作用,主要是因为 Sc 在 Al 基体中有较大 的固溶度,只有含量超过固溶度并形成弥散相后才对 合金的铸态晶粒起到明显的细化作用。

图 8 所示为不含 Sc 以及含 0.3% Sc 的 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr合金在185 ℃下人工时 效至峰值态以及在300 ℃下时效50 h后的显微组 织^[43]。从图8(a)和8(b)可以看出,在185 ℃下人工时效 至峰值态,与不含Sc的Al-Cu-Mg-Ag合金相比,含0.3% Sc的Al-Cu-Mg-Ag合金中Ω相的尺寸较小、密度和体积 分数较大,这表明Sc可以有效地提高Ω相的形核密度 并抑制Ω相的生长速率。目前关于Sc提高Ω相的形核密 度并抑制Ω相生长速率的机制还不清楚,但从含Sc的 Al-Cu-Mg-Ag合金的时效硬化曲线^[43]可知: Sc通过提 高Ω相早期原子偏聚区的形核密度,从而提高了Ω相的 形核密度。从图8(c)和8(d)可以看出,在300 ℃下时效 50 h后,不含Sc的合金中的亚稳Ω相已经转变为平衡的 *θ*相,而含0.3%Sc的合金中的Ω相仍然保持为片状,没 有发生共格失稳,但已经发生了明显的长大,这表明 Sc可以有效地提高Q相的热稳定性。值得指出的是: Sc对Al-Cu-Mg-Ag合金显微组织更重要的影响是时效 过程中在基体中析出了Al₃(Sc, Zr)弥散相(如图8(b)所 示),这种相在高温下比Q相更加稳定,粗化速率更小, 在合金的热变形过程中可以抑制晶界与亚晶界的迁 移,从而抑制动态再结晶的发生。

4 稀土元素对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力 学性能的影响

稀土元素 Ce、Yb 及 Sc 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力 学性能的影响见表 1^[38, 42, 43]。从表 1 可以看出,在没 有明显降低伸长率的情况下,Ce、Yb 及 Sc 均能显著 地提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金室温和高温的屈服强度和抗 拉强度。如前所述,Ce、Yb 及 Sc 均能显著地提高 *Q* 相的形核密度并抑制 *Q* 相的生长速率,因此在含Ce、 Yb 及 Sc 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金中,*Q* 相的密度更大、 尺寸和间距更小,可以更有效地阻碍位错的运动,从 而提高合金的室温力学性能。而高温下 Ce、Yb 及 Sc 可以有效地抑制 *Q* 相的粗化速率,提高 *Q* 相的热稳定



图8 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr合金在185 ℃峰时效态及300 ℃时效50 h的TEM像 Fig.8 TEM images of Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.2Zr alloys after aging to peak aged stage at 185 ℃ and aging for 50 h at 300 ℃: (a) At 185 ℃, without Sc; (b) At 185 ℃, with 0.3%Sc; (c) At 300 ℃, without Sc; (d) At 300 ℃, with 0.3%Sc^[43] (with permission of original author)

表1 利	希土对 Al-Cu-Mg-Ag	合金力学性能的影响 ^[38, 42, 43]
------	-----------------	-----------------------------------

Table 1 Effects of rare earth on mec	hanical properties of A	Al-Cu-Mg-Ag alloy ^[38, 42, 4]	3]	
Alloy	Temperature/℃	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
A152Cu 0.8Ma 0.6Aa	25	482	516	9.5
AI-5.5Cu-0.8Mg-0.0Ag	300	200	205	15.3
$A152C_{12}08Ma06Aa02C_{2}$	25	523	556	7.6
AI-5.5Cu-0.8Mg-0.0Ag-0.2Ce	300	260	265	14.9
A152C008Ma06Aa045C0	25	528	562	7.3
AI-5.5Cu-0.8Mg-0.0Ag-0.45Ce	300	269	271	12.1
$A152C_{12}08Ma06Aa015Vh$	25	512	565	8.5
AI-5.5Cu-0.8Mg-0.0Ag-0.1510	300	235	252	13.5
$A152C_{11}08Ma06Aa025Vh$	25	530	578	7.2
AI-5.3Cu-0.8Mg-0.8Ag-0.25 f b	300	242	262	12.3
A1520 = 0.0 M = 0.04 = 0.25 =	25	513	562	8.7
AI-5.5Cu-0.8Mg-0.6Ag-0.38C	300	240	255	14.9

性,从而提高 Al-Cu-Mg-Ag 合金的高温力学性能。值 得注意的是,Sc 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能的影响 不仅体现在提高 *Q* 相的形核密度及热稳定性,还体现 在 Sc 在基体中形成弥散相,抑制 Al-Cu-Mg-Ag 合金 晶界与亚晶界的迁移、位错的运动以及动态再结晶过 程,使得基体保持变形组织,这种强化机制与 Sc 强化 其他铝合金的机制相同。XIAO 等^[43]还指出,尽管 Sc 强化效果明显,但含量不能太高,否则 Sc 与其他合金 元素将在晶界形成较大尺寸的弥散相或结晶相,在变 形过程中容易在晶界诱发微裂纹的产生,从而降低 Al-Cu-Mg-Ag 合金的室温与高温强度。

5 研究展望

到目前为止,稀土元素对 Al-Cu-Mg-Ag 合金显微 组织和力学性能的影响已经得到了相应的研究。研究 表明添加合适的 Ce、Yb 及 Sc 元素可以有效地抑制 *Q* 相的生长速率,提高 *Q* 相的形核密度和热稳定性,从 而提高合金室温和高温力学性能。目前关于稀土对 Al-Cu-Mg-Ag 合金力学性能影响的研究均以瞬时拉伸 为手段,由于 Al-Cu-Mg-Ag 合金主要应用于航空航天 结构材料,通常需要在室温或高温下长时间使用,因 此抗蠕变和抗疲劳性能是 Al-Cu-Mg-Ag 合金更加重要 的 性 能 指 标 。目 前 国 内 外 关 于 稀 土 元 素 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金室温及高温抗蠕变和抗疲劳性能影 响的研究很少,未来研究的发展方向是进一步研究稀 土元素对 Al-Cu-Mg-Ag 合金抗蠕变和抗疲劳性能的影 响,从而拓展该合金的使用范围。

REFERENCES

- POLMEAR I J, COUPLE M J. Design development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures[J]. Metall Trans A, 1988, 19(4): 1027–1034.
- [2] POLMEAR I J. The effects of small additions of silver on the aging of some aluminum alloy[J]. Trans Met Soc AJME, 1964, 230: 1331–1338.
- [3] POLMEAR I J, CHESTER R J. Abnormal age hardening in an Al-Cu-Mg alloy containing silver and lithium[J]. Scripta Metall, 1989, 23: 1213–1217.
- [4] POLMEAR I J. Recent development in light alloys[J]. Mater Trans JIM, 1996, 37(1): 12–31.
- [5] SONG Min, CHEN Kang-hua, HUANG Lan-ping. Effects of Ag addition on mechanical properties and microstructures of Al-8Cu-0.5Mg alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2006,

16(4): 776-771.

- [6] YU Ri-cheng, LIU Zhi-yi, LIU Yan-bin, XU Min, YAN Kuan, MA Fei-yue. Hot working process of a high strength heat resisting Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(5): 75–79.
- [7] SCULLY J R, LITTLE D A, CONNOLLY B J. An electrochemical framework to explain the intergranular stress corrosion behavior in two Al-Cu-Mg-Ag alloys as a function of aging[J]. Corrosion Science, 2007, 49(2): 347–372.
- [8] LUMLEY R N, POLMEAR I J. The effect of long term creep exposure on the microstructure and properties of an underaged Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(9): 1227–1231.
- [9] CHANG C H, LEE S L, LIN J C, YEH M S, JENG R R. Effect of Ag content and heat treatment on the stress corrosion cracking of Al-4.6Cu-0.3Mg alloy[J]. Materials Chemistry and Physics, 2005, 91(2/3): 454–462.
- [10] SCULLY J R, LITTLE D A, CONNOLLY B J. An electrochemical framework to explain the intergranular stress corrosion behavior in two Al-Cu-Mg-Ag alloys as a function of aging[J]. Corrosion Science, 2007, 49(2): 347–372.
- [11] MUDDLE B C, POLMEAR I J. The precipitate Ω phase in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Metall Mater, 1989, 37(3): 777-789.
- [12] REICH L, MURAYAMA M, HONO K. Evolution of Ω phase in an Al-Cu-Mg-Ag alloy — A three dimensional atom probe study[J]. Acta Mater, 1998, 46(17): 6053–6062.
- [13] KERRY S, SCOTT V D. Structure and orientation relation of precipitates formed in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Metal Sci, 1984, 18(6): 289–294.
- [14] AULD J H. Structure of metastable precipitate in some Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Mater Sci Technol, 1986, 2(7): 784-787.
- [15] SCOTT V D, KERRY S, TRUMPER R L. Nucleation and growth of precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Mater Sci Technol, 1987, 3(10): 827–835.
- [16] GARG A, HOWE J M. Convergent-beam electron diffraction analysis of the Ω phase in an Al-4.0Cu-0.5Mg-0.5Ag alloy[J]. Acta Metall Mater, 1991, 39(8): 1939–1946.
- [17] KNOWLES K M, STOBBS W M. The structure of {111} age-hardening precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Crystallogr B, 1988, 44(3): 207–227.
- [18] 李世晨,郑子樵. 计算机模拟 Al-Cu-(Mg)-(Ag)时效初期原子 分布状态[J]. 中南工业大学学报: 自然科学版, 2000, 31(5): 441-444.

LI Shi-chen, ZHENG Zi-qiao. Computer simulation of distribution of the solutes in Al-Cu-(Mg)-(Ag) on initial aging stages[J]. J Cent South Univ Technol: Natural Science, 2000, 31(5): 441–444.

- [19] 李世晨,郑子樵,刘组耀,李 剑,杨培勇,殷顺高.
 Al-Cu-Li-xMg 合金时效初期微结构演变的Monte Carlo 模拟
 [J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(9): 1376-1383.
 LI Shi-chen, ZHENG Zi-qiao, LIU Zu-yao, LI Jian, YANG Pei-yong, YIN Shun-gao. Monte Carlo simulation of microstructural evolution of Al-Cu-Li-xMg alloys during initial aging stage[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(9): 1376-1383.
- [20] 陈志国,李世晨,刘组耀,郑子樵. 微合金化 Al-4.0Cu-0.3Mg
 合金时效初期微结构演变的计算机模拟[J]. 中国有色金属学
 报, 2004, 14(8): 1274–1280.
 CHEN Zhi-guo, LI Shi-chen, LIU Zu-yao, ZHENG Zi-qiao.

Computer simulation of microstructural evolution of microalloyed Al-4.0Cu-0.3Mg alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(8): 1274–1280.

- [21] 陈大钦,郑子樵,李世晨,陈志国,刘祖耀. 外加应力对 Al-Cu 及 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相生长的影响[J]. 金属学 报, 2004, 40(8): 799-804.
 CHEN Da-qin, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, CHEN Zhi-guo, LIU Zu-yao. Effect of external stress on the growth of precipitates in Al-Cu and Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Metall Sinica, 2004, 40(8): 799-804.
- [22] FONDA R W, CASSADA W A, SHIFLET G J. Accommodation of the misfit strain surrounding {111} precipitates (Q) in Al-Cu-Mg-(Ag)[J]. Acta Metall Mater, 1992, 40: 2539–2546.
- [23] 宋 旼,陈康华,黄兰萍. Al-Cu-Mg-(Ag)合金中时效析出相的生长动力学研究[J]. 中国有色金属学报,2006,16(8): 1313-1319.
 SONG Min, CHEN Kang-hua, HUANG Lan-ping. Precipitation and growth dynamics of precipitates in Al-Cu-Mg-(Ag) alloy during aging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(8): 1313-1319.
- POLMEAR I J, PONS G, OCTOR H, SANCHEZ C, MORTON A, BORBIDGE W, ROGERS S. After concorde: Evaluation of an Al-Cu-Mg-Ag alloy for use in the proposed European SST[J]. Materials Science Forum, 1996, 217/222(part 3): 1759–1764.
- [25] AULD J H. Structure of a metastable precipitate in an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Acta Crystallogr A, 1972, 28: S98.
- [26] TAYLOR J A, PARKER B A, POLMEAR I J. Precipitation in Al-Cu-Mg-Ag casting alloy[J]. Metal Science, 1978, 12(10): 478–482.
- [27] CHESTER R J, POLMEAR I J. Precipitation in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Institution of Metallurgists (Course volume), 1983, 3(20): 75-81.
- [28] KERRY S, SCOTT V D. Structure of precipitate in Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Archiwum Naukio Materialach, 1985, 6(2): 79–86.
- [29] MUKHOPADHYAY A K, GUNTHER E, BIRGIT S. Nucleation of Ω phase in an Al-Cu-Mg-Mn-Ag alloy aged at

temperatures below 200 °C[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(4): 545–551.

- [30] HONO K, SANO N, BABU S S, OKANO R, SAKURAI T. Atom probe study of the precipitation process in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1993, 41(3): 829–838.
- [31] CHESTER R J, POLMEAR I J. TEM investigation of precipitates in Al-Cu-Mg-Ag and Al-Cu-Mg alloys[J]. Micron, 1980, 11(3/4): 311-312.
- [32] CHESTER R J, POLMEAR I J. The metallurgy of light metals[M]. London: Institute of Metals, 1983: 69–75.
- [33] GAO X, NIE J F, MUDDLE B C. Effects of Si additions on the precipitation hardening response in Al-Cu-Mg(-Ag) alloys[J]. Materials Science Forum, 1996, 217/222(part 2): 1251–1256.
- [34] RAVIPRASAD K, HUTCHINSON C R, SAKURAI T, RINGER S P. Precipitation processes in an Al-2.5Cu-1.5Mg(%) alloy microalloyed with Ag and Si[J]. Acta Materialia, 2003, 51(17): 5037–5050.
- [35] BARLOW I C, RAINFORTH W M, JONES H. Role of silicon in the formation of the Al5Cu6Mg2 phase in Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35(6): 1413–1418.
- [36] GABLE B M, SHIFLET G J, STARKE E A Jr. The effect of Si additions on omega precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) alloys[J]. Scripta Materialia, 2004, 50(1): 149–153.
- [37] HUTCHINSON C R, FAN X, PENNYCOOK S J, SHIFLET G J. On the origin of the high coarsening resistance of Ω plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Metall, 2001, 49(14): 2827–2841.
- [38] XIAO D H, WANG J N, DING D Y, CHEN S P. Effect of rare earth Ce addition on the microstructure and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2003, 352: 84–88.
- [39] 肖代红, 王健农, 陈世朴, 丁冬雁. 铈对高 Cu/Mg 比率
 Al-Cu-Mg 合金组织和耐热性能的影响[J]. 中国稀土学报, 2003, 21(5): 564–567.
 XIAO Dai-hong, WANG Jian-nong, CHEN Shi-pu, DING Dong-yan. Effect of Ce addition on microstructure and elevated temperature properties in Al-Cu-Mg alloy with high Cu/Mg ratio[J]. Journal of the Chinese Rare Earth Society, 2003, 21(5): 564–567.
- [40] 肖代红,陈康华,宋 旼. 铈对 Al-Cu-Mg-Ag 合金时效析出 与显微组织的影响[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(5): 669-675.

XIAO Dai-hong, CHEN Kang-hua, SONG Min. Effect of cerium addition on precipitation and microstructure of Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(5): 669–675.

- [41] SONG M, CHEN K H, HUANG L P. Effects of Ce and Ti on the microstructures and mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Rare Metals, 2007, 26(1): 28–32.
- [42] XIAO D H, SONG M, CHEN K H, HUANG B Y. Effect of rare earth Yb addition on mechanical properties of

Al-5.3Cu-0.8Mg-0.6Ag alloy[J]. Materials Science and Technology, 2007, 23(10): 1156–1160.

- [43] XIAO D H, SONG M, HUANG B Y, YI J H, HE Y H, LI Y M. Effect of Sc addition on microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag-Zr alloy[J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(6): 747–752.
- [44] 肖代红,黄伯云,宋 旼,陈康华. Al-Cu-Mg-(Ag, La)合金的
 显微组织与力学性能[J].中国有色金属学报,2008,18(4):
 571-576.
 XIAO Dai-hong, HUANG Bai-yun, SONG Min, CHEN

Kang-hua. Microstructures and mechanical properties of Al-Cu-Mg-(Ag, La) alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(4): 571–576.

- [45] 孙伟成,张淑荣,侯爱芹.稀土在铝合金中的行为[M].北京: 兵器工业出版社, 1992: 46-82.
 SUN Wei-cheng, ZHANG Shu-rong, HOU Ai-qin. Behaviors of RE elements in aluminum alloys[M]. Beijing: Weapon Industry Press, 1992: 46-82.
- [46] 宋 旼,肖代红. Mg和Ag元素对二元Al-Cu合金时效析出的 影响[J]. 中国科学E辑, 2006, 36(11): 1283-1290.
 SONG Min, XIAO Dai-hong. Effects of Mg and Ag elements on

the aging precipitation of binary Al-Cu alloy[J]. Science in China: Series E, 2006, 49(5): 582-589.

- [47] ZHU A, STARKE E A SHIFLET G J, An FP-CVM calculation of pre-precipitation clustering in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Scripta Mater, 2005, 53(1): 35–40.
- [48] 冯 端. 金属物理(第一卷: 结构与缺陷)[M]. 北京: 科学出版社, 1998: 310-315.
 FENG Duan. Metal physics (Vol.1): Microstructure and defect[M]. Beijing: Science Press, 1998: 310-315.
- [49] LUMLEY R N, POLMEAR I J. Enhanced creep performance in an Al-Cu-Mg-Ag alloy through underageing[J]. Acta Mater, 2002, 50(18): 3597–3608.
- [50] 肖代红, 王健农, 丁东雁. 稀土Ce对铸态AlCuMgAg合金耐热 性能的影响[J]. 特种铸造与有色合金, 2004, 24(4): 20-22. XIAO Dai-hong, WANG Jian-nong, DING Dong-yan. Effects of minor Ce addition on the heat resistance of as-cast AlCuMgAg alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2004, 24(4): 20-22.

(编辑 何学锋)