文章编号: 1004-0609(2007)05-0669-07

铈对 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金时效析出与显微组织的影响

肖代红,陈康华,宋 旼

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要:通过铸锭冶金及形变热处理,制备了不同铈含量的 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金。采用金相观察、差热分析、 扫描电镜及透射电镜研究了添加铈对合金的时效析出过程及显微组织的影响。结果表明:添加铈能显著细化铸态 合金的晶粒,使平均晶粒尺寸由 93 μm 减小至 30 μm,还可以加速挤压态合金的时效硬化过程,提高硬化水平, 使最大硬度提高 10%以上;此外,添加铈可缩短合金的峰时效时间,降低主要强化析出相—Ω 相的析出温度,同 时,也降低 Ω 相的直径,提高其析出体积分数及其在 200~300 ℃时的高温热稳定性。

关键词:铝合金;铈;时效析出;显微组织

中图分类号: TG 146.21 文献标识码: A

Effect of cerium addition on precipitation and microstructure of Al-Cu-Mg-Mn-Ag alloys

XIAO Dai-hong, CHEN Kang-hua, SONG Min

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

Abstract: Al-Cu-Mg-Mn-Ag alloys with different cerium contents were prepared by ingot metallurgy and thermomechanical treatment. The effect of cerium addition on the precipitation and microstructure of alloys was investigated by optical microscopy, differential scanning calorimetry, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The results show that the cerium addition refines the grains of casting alloys and the average grain size decreases from 93 μ m to 30 μ m. Trace element cerium addition accelerates the aging hardening process of extruded alloys, increases the maximum hardness of alloys by about 10%, and decreases the precipitation temperature of Ω phase. Moreover, the addition of Ce into Al-Cu-Mg-Mn-Ag alloy decreases the size of Ω phase, and improves the density and thermal stability of Ω phase between 200 °C and 300 °C.

Key words: aluminum alloy; cerium; precipitation; microstructure

Al-Cu-Mg 系合金因具有较高的强度和良好的热强性,被广泛用做航空航天结构材料,如 2618Al 与 2219Al,但该合金系主要用于 100 ℃以下的工作环境,当温度超过100 ℃时,因强化相急剧粗化而使其性能快速下降^[1]。近年来,人们尝试采用机械合金化及快速凝固等工艺开发了新型的耐热铝合金^[2-3],但这些方法因工艺复杂、生产成本较高而难以推广使用。 为了降低生产成本,进一步提高工作温度,有必要研 究开发新型耐热铝合金制备工艺。含 Ag 的挤压态 Al-Cu-Mg 合金在时效过程中,会析出特殊的强化相— Ω相(Al₂Cu),该相比 S'(Al₂CuMg)相和 θ'(Al₂Cu)更为 稳定,从而使得这类合金在 150~200 ℃范围内,耐热 性能明显高于 2618Al 和 2219Al 合金,有望成为新一 代铸锭冶金的高性能耐热铝合金^[1,4-6]。

稀土在铝及铝合金中的应用研究中已经取得了明显的效果。研究显示^[7-11],在铝合金中添加少量稀土

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(G2005CB623704) 收稿日期: 2006-09-21; 修订日期: 2007-01-04 通讯作者: 肖代红,副研究员,博士; 电话: 0731-8836773; E-mail: daihongx@mail.csu.edu.cn

元素可起到变质与细化组织的作用,而当添加量足以 生成金属间化合物或构成固溶强化时,则对提高铝合 金的耐热性能具有显著影响,如在 ZL401 和 ZL206 合金中增加 4%~6%的稀土,能使铸态铝合金的使用温 度得到提高。

文献[12-13]表明,在 Al-Cu-Mg-Ag 合金中添加稀 土铈,能改善该合金铸态时的耐热性能。然而,关于 添加铈对 Al-Cu-Mg-Ag 合金耐热性能的影响机制还缺 乏进一步研究,因此,本文作者采用真空熔炼铸造及 形变热处理的方法,制备了不同铈含量的 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.5Mn-0.6Ag(质量分数,%)合金,并通过显微 组织观察与分析,对铈的作用机制进行了详细探讨。

1 实验

以 Al-5.3Cu-0.8Mg-0.5Mn-0.6Ag(质量分数,%) 合金为基础,分别添加 0%Ce(合金 1)、0.2%Ce(合金 2)、0.45%Ce(合金 3)。原材料采用 Al-Ce 中间合金、 A00 纯铝、工业纯镁、电解铜、电解锰以及白银等形 式加入。合金通过真空熔炼在氩气保护下浇铸成圆锭, 500 ℃匀化退火后在 400 ℃以挤压比为 10 的工艺热 挤压成棒材;合金的淬火时效工艺采用 525 ℃淬火(水 冷),分别在室温与185 ℃进行时效处理。将185℃峰 时效处理后的样品继续在 185~300 ℃的不同温度下 进行保温处理,然后再研究其显微组织的热稳定性。 为了确定高温拉伸过程中显微组织的变化,将经过峰 时效处理的样品加工成 d5 mm×25 mm 棒状标样,在 室温到 300℃进行短时拉伸(即快速升温到测试温度, 再保温 30 min 后拉伸, 拉伸应变速度为 0.5 mm/min), 使之变形 10%, 然后停止拉伸, 在试样的缩颈处附近 取样做透射电镜分析。

在NEOPHOT-2型光学显微镜上对铸态组织进行 观察。采用 S-520 扫描电镜分析铸态组织的晶界析出 相。对固溶淬火态合金进行 DSC 分析,以探讨合金的 时效过程,所用仪器为差示扫描量热仪(DSC-5P)。合 金硬度在 HV-50 维氏计上检测。采用 JEM-100CX 型 透射电镜上进行显微分析,薄膜试样制备采用电解双 喷减薄,电解液为 30%硝酸和 70%甲醇混合液。

2 结果

图 1 所示为 3 种合金在铸态下的金相显微组织, 合金 1 的平均晶粒大小为 93 µm,基体中存在细小的 颗粒物,能谱分析表明是 CuAl₂化合物;合金 2 的晶 粒明显变小,平均晶粒大小为 45 µm;合金 3 的平均 晶粒大小降为 30 µm 左右,表明添加微量 Ce 有利于 细化晶粒。同时也看到,合金 2 与合金 3 中的晶界上 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



图1 3种铸态合金的金相显微组织

Fig.1 Optical microstructures of as-cast alloys: (a) Alloy 1; (b) Alloy 2; (c) Alloy 3

Al 外,还含有 Cu、Ce、Mn 和 Ag 等元素。

挤压态合金经过固溶和淬火处理后,分别在室温 和 185 ℃进行自然时效和人工时效,结果如图 2 所示。 在自然时效下(图 2(a)),随着 Ce 含量的增加,合金初 始硬化速率加快,约 45 h 后,硬度增加变缓。经过 140 h 后,3 种合金的硬度基本均保持不变,此时合金 1 为 HV119,合金 2 为 HV123,而添加 0.45%Ce 的合 金 3 则为 HV131。相对于合金 1,含稀土 Ce 的合金 的 HV 提高了近 10%。

在 185 ℃人工时效时(图 2(b)), Ce 的微合金化也 影响合金的时效过程。微量 Ce 加速合金的初始硬化 速率,经过约 420 min 保温处理,合金 2 和合金 3 达 到峰时效,峰硬度分别为 HV174 和 HV180,而合金 1 则需要经过 740 min 左右才能达到峰时效状态,其峰 硬度也只有 HV160。同时可注意到,添加 Ce 的合金 2 与合金 3 在人工时效下,其峰硬度与峰时效时间变



图 2 合金在室温时的自然时效和 185 ℃时的人工时效硬 化曲线

Fig.2 Hardness curves of present alloys: (a) Natural aging at room temperature; (b) Artificial aging at 185 $^{\circ}$ C

化并不显著,表明过多增加 Ce 的含量并不明显影响 合金的时效硬化过程。

合金1与合金3经过固溶淬火处理后,进行加热 DSC 测试(图 3)。结果表明,合金中均显示出一个较 强的放热峰A。其中,合金3的放热峰A明显向低温 方向移动,峰温度从合金1的257 ℃降低到225 ℃。 由文献可知^[14],峰A对应于*Q*相的析出,峰位的移动 表明*Q*相的析出加速,反映在时效硬化曲线上,则显 示时效加速,峰时效时间缩短。



图 3 淬火态合金 1 与合金 3 的 DSC 曲线

Fig.3 DSC curves of as-quenched alloys 1 and 3 at scanning rate 10 °C/min

对经过 185 ℃峰时效处理的合金沿入射电子束 <112>_α方向进行透射电镜观察(图 4), 3 种合金在峰时 效状态下均析出了片状的 *Q* 相和少量 θ'相, *Q* 相在 {111}_α上析出, 而 θ'相在{100}_α上析出, 表明 Ce 的添 加并不改变析出相的种类。但观察表明, Ce 的添加使 *Q* 相的平均直径(侧向长度)从 76 nm 降为 63 nm 和 58 nm, 提高了 *Q* 相的析出密度(体积分数); 同时, 晶界 组织的观察表明, 合金中未添加 Ce 时, 合金 1 的晶 界上析出的是 θ'相, 因为 θ'相易在晶界及位错等缺陷 上形核; 当合金中添加 Ce 后, 晶界上存在不连续分 布的稀土化合物, 表明合金中部分 Ce 以稀土化合物 的形式存在于晶界上; 另外也发现晶内有细小的颗粒 物,这是由于合金中存在着一些未完全固溶的 θ(CuAl₂) 相。

将经过峰时效处理后的 3 种合金在 200~300 ℃继 续保温处理后进行 TEM 测试。结果显示,在 200 ℃ 保温 100 h 后,3 种合金的强化相均由 *Q* 相组成,而 且与峰时效比较发现,*Q* 相均发生不同程度的长大, 此时合金 1、合金 2 及合金 3 中 *Q* 相的平均直径(即侧 向长度)分别为 221、153 和 151 nm,同时通过分析发现,θ'相已不存在,表明 Ω 相的长大是通过消耗 θ'相 来实现。

峰时效处理后的合金经 300 ℃处理 20 h 后,在 TEM 下进行观察,如图 5 所示,合金 1 中除了 Q 相 发生长大外(其平均直径为 214 nm),还出现了块状的 θ 相,该相与基体成非共格关系(见图 5(a))。添加微量 Ce 的合金 2 与合金 3 中,析出相仍然是 Q 相,虽然 同样发生长大,但平均直径仅分别为 185 nm 和 180 nm。3 种合金经过 185 ℃峰时效后,在 300 ℃保温处 理 100 h,TEM 分析显示,合金 1 中析出相为大块的 θ 相,该相与基体成非共格关系。添加 0.2%Ce 的合金 2 中,Q 相仍然存在,但已明显发生长大,而 θ '相已 不再析出;同时也出现部分 θ 相,表明部分Q 相及全 部 θ '相转化成了 θ 相。在合金 3 中,明场像及选区电 子衍射表明, θ '相不再析出,只有 Ω 相及少量的 θ 相(见图 5(b)和(c))。

为了考察不同拉伸温度下显微组织的变化,对经 过峰时效处理后的合金 1 与合金 3 在不同温度经过 10%变形后做 TEM 分析。图 6(a)及图 6(b)所示分别为 合金 1 与合金 3 在室温下变形后的显微组织,可以看 到,在 Ω 相周围出现了较大的应变衬度,这是由于 Ω 相与位错交互作用的结果,同时与图 4 比较发现,在 这两种合金中,Ω 相的直径并没发生明显的变化。峰 时效态合金 3 在 200 ℃经过 10%拉伸变形后,Ω 相的 直径大小同样也没有发生明显改变。合金 1 与合金 3 在 300℃经 10%变形后的 TEM 组织显示(图 6(c)和 6(d)),Ω 相均明显发生了长大。合金中Ω 相的直径(侧 向长度)变化结果如图 7 所示。合金 1 及合金 3 在 200 ℃变形后,Ω 相的直径变化不明显,仍然分别保持在



图 4 3 种合金在 185 ℃峰时效下的 TEM 像及 SAED 花样

Fig.4 TEM micrographs and SAED patterns of alloys 1, 2 and 3 in peak-aged state: (a), (b): Alloy 1; (c), (d): Alloy 2; (e), (f): Alloy 3



图 5 峰时效态合金在 300 ℃保温处理 20 h 后的 TEM

Fig.5 TEM graphs of peak-aged alloys 1 (a) and 3 (b, c) with further aging at 300 $^{\circ}$ C for 20 h



图 6 合金 1 及合金 3 在不同温度下拉伸变形后的 TEM 像

Fig.6 TEM micrographs of peak-aged alloys 1 and 3 after tensile-testing at different temperatures: (a) Room temperature, alloy 1; (b) Room temperature, alloy 3; (c) Alloy 1, 300 $^{\circ}$ C; (d) Alloy 3, 300 $^{\circ}$ C



图 7 合金 1 与合金 3 在不同温度下拉伸变形后,其 Ω 相的 直径变化

Fig.7 Diameter of Ω phase in alloys 1 and 3 after tensiletesting at different temperatures

室温时的水平;但 300 ℃变形后,合金1中Ω相的直 径急剧增大,平均增大到185 nm;而合金3中,Ω相 的平均直径只增大到120 nm,表明合金3在高温处理 过程中,其直径变化速率低于合金1。

上述结果表明,添加微量的 Ce 能提高 Al-Cu-Mg-

Mn-Ag 合金中主要强化析出相—*Q* 相的热稳定性,从 而有助于提高该合金的耐高温性能。

3 讨论

从图 1 看到,在 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金中添加 Ce 后,铸态合金的平均晶粒尺寸由 93 μm 降低到 45 μm, 而进一步添加 Ce 后,晶粒减小到 30 μm,表明 Ce 的 添加有利于细化铸态合金的晶粒。因 Ce 的原子半径 较大(*r*_{Ce}=0.18 nm),而 Al 的半径小(*r*_{Al}=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%^[15]。因此,Ce 主要富集在晶界上,这种富集可降 低晶粒的长大速度。同时从图 2 看到,合金 3 的晶粒 内部含有一些微小的稀土化合物,这些化合物可作为 非均匀形核的核心。因此,添加微量的 Ce 也有助于 提高结晶的形核数目,从而降低晶粒的尺寸。

在合金中添加稀土 Ce,将使固液界面的热量发生 变化,在微观上将影响固液界面上的原子迁移过程, 在宏观上将影响固液界面的稳定性。这对改善合金的 铸造性能,降低其热裂倾向,改善加工性能比较有利 (事实上,均匀化处理后的铸态合金在热挤压变形时, 成形性比较好)。同时,添加 Ce 将对凝固合金中 Cu 的平衡分配系数也将产生影响,平衡分配系数可用扩 散活化能表示为^[15]

$$K = \exp[(E_{\rm S} - E_{\rm L})/KT] \tag{1}$$

式中 *E*s 为溶质原子越过界面势垒进入熔体所需要的扩散活化能; *E*L 为溶质原子越过界面势垒进入固溶体所需要的扩散激活能; *K* 为波尔兹曼常数; *T* 为相变温度。

从式(1)可知,溶质分配系数实质上是反映微观界 面处溶质原子穿越固液界面层向两侧迁移的差别。由 于稀土 Ce 的分配系数远小于 1^[15],在 Al 中的固溶度 很小,因此大部分富集在界面前沿的液相边界层中, 阻碍 Cu 原子穿过界面层向两侧迁移,减少 Cu 原子进 入固溶体的几率,所以减少 Cu 的分配系数,增加界 面前沿液相中 Cu 的浓度梯度,导致合金的成份过冷 和不稳定扰动增加,促使平面一胞晶一枝晶凝固方式 转变提前,二次枝晶间距缩小,从而细化晶粒。

从时效态合金的 TEM 分析结果可知,在 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金中,添加微量的 Ce 后,合金中的强化 析出相虽然仍是由 Ω 相及少量的 θ'相组成,但 Ω 相的 析出体积分数增大,平均直径减小(图 4),高温热稳定 性提高(图 5~7 所示)。这表明 Ce 的添加影响了 Ω 相 的形核析出行为及其热稳定性,从而提高基体合金的 时效硬化能力。

当 Ce 原子以置换形式存在于 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 原子周围的凝聚可减小晶格畸 变能和空位形成能,因此,在 Ce 原子周围可能会形 成空位对或空位族。一些研究工作证实, Al 基体中过 饱和的空位往往优先沿着密排面{111}结合成空位盘 [16],当空位盘足够大时,将崩塌成不全位错,其中包 含着层错。这样的位错环在 Sukuki 气团效应下,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。因 Ce 原子周围空位的偏聚,增加了 Ω 相相形 核的 Mg/Ag/vacancy 聚合体数量,因此提高了 Ω 相的 析出密度。由于含 Ce 合金中 Ω 相形核数量的增加, Ω 相相互碰撞和交叉的几率也增加了。 Ω 相相互碰撞 对 Ω 相长度方向上的生长具有一定的阻碍作用,使得 Ω 相得到细化。由于 Ce 在 Al 基体中的固溶度较小, 当添加过量 Ce 时,过量部分主要以稀土化合物的形 式存在于晶界上,因此过量 Ce 的添加对时效硬化效 果不明显。

从文献[17]可知, *Q* 相的粗化主要是由于溶质原 子 Cu、Mg、Ag 等的扩散产生的。在高温下,这些溶 质被热激活,扩散加速。而 Ce 原子能降低 Cu 的扩散 系数^[18],使得 *Q* 相的粗化速率降低;同时,Ce 也可 能分布在 *Q* 相与基体的界面上,起到阻碍 *Q* 相增厚作 用。另外,形成的细小稀土化合物也会影响 *Q* 相的热 稳定性。因此,Ce 的添加提高了 *Q* 相的高温热稳定 性。

4 结论

 在 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金中添加 0.20%~
 0.45%Ce,显著细化了铸态合金的晶粒,使晶粒平均 尺寸从 93 μm 减小到 30 μm。

2) Ce 的微合金化加速了挤压态 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金的时效硬化过程, 缩短了峰时效时间,提高了其 硬化水平,最大硬度提高 10%以上。

3) 微量 Ce 的添加,细化了合金中强化析出相 *Q* 相的尺寸,提高了其析出密度。峰时效下,*Q* 相的平 均直径从 76 nm 降低到 58 nm。

 高温热稳定性分析显示, Ce 的添加提高了
 Al-Cu-Mg-Mn-Ag 合金中 Ω 相在 200~300℃时的热稳 定性。

REFERENCES

- Polmear I J, Couper M J. Design development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures[J]. Metall Trans A, 1988, A19(4): 1027–1031.
- [2] 胡连喜,李志民,王晓琳,王尔德.工艺参数对静液挤压 2024
 铝合金纳米晶组织性能的影响[J].中国有色金属学报, 1999, 9(S1): 229-234.

HU Lian-xi, LI Zhi-ming, WANG Xiao-lin, WANG Er-de. Influence of technical parameters on microstructure and nanocrystalline 2024 aluminium alloy consolidated by hydrostatic extrusion[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1999, 9(S1): 229–234.

[3] 熊柏青,朱宝宏,张永安,韦 强,石力开,孙玉峰,沈宁
 福. 喷射成形 Al-Fe-V-Si 系耐热铝合金的制备工艺和性能[J].
 中国有色金属学报,2002,12(2):250-254.

XIONG Bai-qing, ZHU Bao-hong, ZHANG Yong-an, WEI Qiang, SHI Li-kai, SUN Yu-feng, SHENG Ning-fu. Technique and property of heat resisting Al-Fe-V-Si alloys prepared by spray forming process[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(2): 250–254.

- [4] Haynes M J, Gangloff R P. Elevated temperature fracture toughness of Al-Cu-Mg-Ag sheet: characterization and modeling[J]. Metall Trans A, 1997, A28(9): 1815–1829.
- [5] Xiao D H, Wang J N, Ding D Y. Effect of Cu content on the mechanical properties of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2002, 343(1/2): 77–81.
- [6] 肖代红,王健农,陈世朴,丁冬雁. 微量 Ag 对 Al-5.3Cu-0.8Mg
 合金组织和耐热性能的影响[J]. 机械工程材料, 2003, 27(1):
 38-40.

XIAO Dai-hong, WANG Jian-nong, CHEN Shi-pu, DING Dong-yan. Effect of small amount of Ag on microstructure and mechanical properties of an Al-5.3Cu-0.8Mg alloy[J]. Materials for Mechanical Engineering. 2003, 27(1): 38–40.

 [7] 倪红军,孙宝德,蒋海燕,丁文江.稀土熔剂对 A356 合金二次枝晶臂间距的影响[J].中国有色金属学报,2002,12(5): 940-944.

NI Hong-jun, SUN Bao-de, JIANG Hai-yan, DING Wen-jiang. Effect of rare earth flux on secondary dendrite arm spacing of A356 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(5): 940–944.

[8] 侯 旭,王海江,张金龙,毛协明,唐多光.稀土对过共晶 Al-Si 合金 P 变质效果的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2003, 1:22-23.

HOU Xu, WAND Hai-jiang, ZHANG Jin-long, MAO Xie-ming, TUANG Duo-guang. Influence of the RE on the P modified hypereutectic Al-Si alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloy, 2003, 1: 22–23.

[9] 陈志国,郑子樵,王芝秀,李世晨. Al-4.0Mg-1.5Cu-1.0Li 合 金中 Sc 的微合金化行为[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(3): 372-377.

CHEN Zhi-guo, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu, LI Shi-chen. Microstructural evolution and ageing behaviour of Al-4.0Mg-1.5Cu-1.0Li-(0.2Sc) alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(3): 372–377.

- [10] 司乃潮,郭 毅,李国强.稀土 Ce 对 Al-Cu4.5%合金热疲劳 性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(4): 606-611.
 SI Nai-chao, GUO Yi, LI Guo-qiang. Effect of RE cerium on thermal fatigue property of Al-4.5%Cu alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(4): 606-611.
- [11] 李慧中,张新明,陈明安,周卓平,龚敏如. 稀土钇对 2519

合金组织及耐热性能的影响[J]. 材料科学与工程学报, 2005, 23(1): 38-42.

LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru. Effect of Y addition on microstructure and elevated temperature properties of 2519 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2005, 23(1): 38–42.

- [12] Xiao D H, Wang J N, Ding D Y. The effect of minor Ce addition on microstructure and mechanical properties of a cast Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Materials Science and Technology, 2004, 20(10): 1237–1240.
- [13] 肖代红,王健农,丁冬雁. 微量 Ce 和 Ti 对 AlCuMgAg 合金 组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2004, 33(4): 404-407.

XIAO Dai-hong, WANG Jian-nong, DING Dong-yan. Effect of Ce and Ti doping on microstructure and properties of the alloy AlCuMgAg[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2004, 33(4): 404–407.

- [14] Jena A K, Gupta A K, Chaturvedi M C. Differential scanning calorimetric investigation of precipitation kinetics in the Al-1.53 wt% Cu-0.79 wt% Mg alloy[J]. Acta Metallurgica, 1989, 37(3): 885–895.
- [15] 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. Behaviors of RE elements in aluminum alloys[M]. Beijing: Weapon Industry Press, 1992.
- [16] 冯 端. 金属物理(第一卷: 结构与缺陷)[M]. 北京: 科学出版 社, 1998.
 FENG Duan. Metal physics (Vol.1): Microstructure and

defect[M]. Beijing: Science Press, 1998: 310–315.

- [17] Hutchinson C R, Fan X, Pennycook S J. On the origin of the high coarsening resistance of Omega plates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(14): 2827–2841.
- [18] 杜 挺.稀土元素在金属材料中的作用与机理[J].中国有色 金属学报, 1996, 6(2): 13-18.
 DU Ting. The effect and mechanism of rare-earth elements in

metals[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1996, 6(2): 13–18.

(编辑 龙怀中)