

Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相的研究进展

刘志义, 李云涛, 刘延斌, 夏卿坤

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: Al-Cu-Mg-Ag 合金是在 Al-Cu-Mg 系合金基础上开发的新型合金。根据成分的不同, 该合金的常见析出相有 θ' 、 S' 和 Ω 相, 其中在基体 $\{111\}$ 面析出的 Ω 相具有较高的沉淀硬化能力和热稳定性, 使得 Al-Cu-Mg-Ag 成为一种新型中温高强铝合金。在简要介绍该合金研究过程的基础上, 回顾该合金强化相的相组成、相的析出序列和热稳定性; 同时总结以 Ω 相为主要强化相的合金体系合金化研究进展; 并对该合金的研究方向进行展望。

关键词: Al-Cu-Mg-Ag 合金; 热稳定性; 析出序列; Ω 相; 合金化

中图分类号: TG 146.4

文献标识码: A

Development of Al-Cu-Mg-Ag alloys

LIU Zhi-yi, LI Yun-tao, LIU Yan-bin, XIA Qing-kun

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

Abstract: Al-Cu-Mg-Ag alloys based on the Al-Cu-Mg system are promising materials for new generation supersonic passenger aircraft. The common precipitates include θ' , S' and Ω precipitates. Ω precipitate forms as thin, finely dispersed hexagonal plates on the $\{111\}$ slip planes of the matrix, and its morphology remains relatively stable at 200 °C. The excellent Ω precipitate produces a new medium strength aluminum alloy of high temperatures for their improved creep resistance. The research progress of phase composition, precipitation process and alloying behavior of minor elements in Al-Cu-Mg-Ag alloys was reviewed.

Key words: Al-Cu-Mg-Ag alloys; thermal resistance; precipitation process; Ω precipitate; alloying behavior

铝合金具有密度小、导热性好、易于成形和价格低廉等优点, 已广泛应用于航空航天、交通运输、轻工建材等部门, 是轻合金中应用最广、用量最多的合金^[1]。目前铝材的用量与范围仅次于钢铁, 是第二大金属材料。航空工业中虽然钛合金及复合材料亦逐渐受到重视, 但铝合金仍为目前使用最广泛的飞机结构用材^[2]。

铝合金的发展可追溯到 20 世纪初, Alfred Wilm 在 1906 年发现铝合金的时效强化现象, Duralumin 硬铝随之研制成功并用于飞机结构件上^[2]。在此基础上随后开发了 Al-Cu-Mg 系合金, 即 2000 系合金, 如 2014 和 2024, 其抗拉强度为 350~480 MPa, 至今仍在使用。

为提高 2024 合金的断裂韧性, 通过控制合金中的 Fe、Si 杂质含量并调整溶质元素含量, 美国研制了 2124、2048 和 2524 等合金^[3-4]。其中 2524 合金已广泛用于 B777 飞机机身, 在强度相当的情况下, 其断裂韧性和抗疲劳能力明显优于 2024 合金^[2]。

2000 系合金的高温蠕变强度很高, 典型合金有 2618 和 2219, 其中 2219 合金是一种焊接性、耐热性及韧性都很好的合金, 主要用作航空油箱材料。通过进一步降低 2219 合金中的杂质 Fe、Si 含量, 提高 Cu 含量使之超过极限固溶度, 开发了韧性更高的 2419、2021 及 2004 合金, 同时 2004 合金超塑性能良好^[4]。但是这些合金的工作温度一般在 150 °C 以下, 无法满

足高速航空器材料的热稳定性要求。

在航空应用材料领域,为了提高铝合金的耐热性能,人们通过尝试合金化设计、喷射沉积、机械合金化和粉末冶金等方法,开发了一系列能用传统冶金铸造法制备的高强耐热铝合金。在合金化方面,主要是通过 Al-Cu-Mg 系合金中,添加 Ag、Ti、Zr 等微量过渡元素和稀土元素,改善合金的力学性能和抗腐蚀性能。在进行合金化研究过程中发现,添加微量 Ag 可促进所有含 Mg 铝合金的时效强化。

Al-Cu-Mg-Ag 合金作为 Al-Cu-Mg 系合金基础上开发的一种新型材料,在{111}面析出了一种 Ω 相,该相具有较高的沉淀硬化能力和热稳定性^[5]。英国和法国为下一代超音速协和飞机联合开发的 Al-Cu-Mg-Ag 系列合金,其耐热性能要比现在使用的 2618、2124 等铝合金优异得多,可满足下一代超音速飞机以及超音速巡航导弹的使用要求。该系列铝合金具有优异的热稳定性,有着广阔的应用前景。美国 and 欧洲等国都在加紧开发。

本文作者回顾了 Al-Cu-Mg-Ag 这一新型合金的国内外研究现状,总结了该合金的微观组织特征以及使用性能,为以后的研究提供了有益的指导。

1 Al-Cu-Mg(-Ag)系合金

自从 Wilm 发现铝合金具有时效硬化现象以来,一些工程化的铝合金不断得到开发。1910 年,法国改良 Al-Cu 合金为 AU5GT 合金,此为 Al-Cu-Mg 合金,即 2000 系合金的前身。美国 Alcoa 于 1962 年发展了 KO-1 合金,此为工程化 Al-Cu-Mg-Ag 四元合金的前身。Raffin^[6]于 1969 年改良 AU5GT 合金为 A201 合金(Al-Cu-Mg-Ag 四元合金美国牌号),并取得美国专利。A201 合金在目前所有铸造铝合金中,具有最高强度的合金,同时由于具有优异的力学性能及蠕变性能,常被应用于航空及军事用材料(如导弹外壳等)。

Polmear 等^[7]以 2219 合金(Al-6.3Cu-0.3Mn-0.18Zr-0.1V)为基础,开发含有微量 Ag 的 Al-Cu-Mg-Ag 新型合金,其屈服强度可达 520 MPa,远高于 2618 合金的 370 MPa,且具有良好的可焊性及良好的抗高温蠕变能力与耐损伤性能,实验也证实在 180 °C 高温下,其应力-断裂寿命比其他 2000 系合金高出 10 倍以上,同时其抗应力腐蚀性也较 2000 及 7000 系合金好。

Polmear 等^[8]为了提高含铜铝合金的蠕变性能和断裂韧性,对 Cu 含量(质量分数,以下同)分别为 6.5%、

5.6%、4.3%和 3.4%的 Al-Cu-Mg-Ag 合金的进行了系统的研究。结果表明,与其它 2000 系合金相比,成分为 Al-xCu-0.45Mg-0.45Ag-0.3Mn-0.18Zr 合金在室温下具有最佳屈服强度(522 MPa)与断裂韧性(39.5 MPa·m^{1/2}),而高温下也有明显的抗高温蠕变能力,如图 1 和图 2 所示。在此基础上,国外相继开发了不同成分的新型 Al-Cu-Mg-Ag 合金,主要有含 Cu 量较低的 Al-4.0Cu-0.3Mg-0.4Ag 和含 Cu 量高的 Al-6.3Cu-0.4Mg-0.4Ag-0.3Mn-0.2Zr^[7]两系列合金。与其他 2000

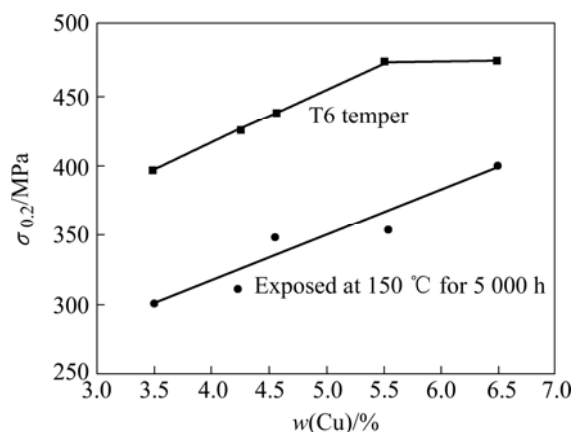


图 1 Cu 含量对 2000 系合金屈服强度的影响^[8]

Fig.1 Longitudinal 0.2% proof stress values of 27.6 mm thick extruded alloys with increasing copper content for 2000 class alloys

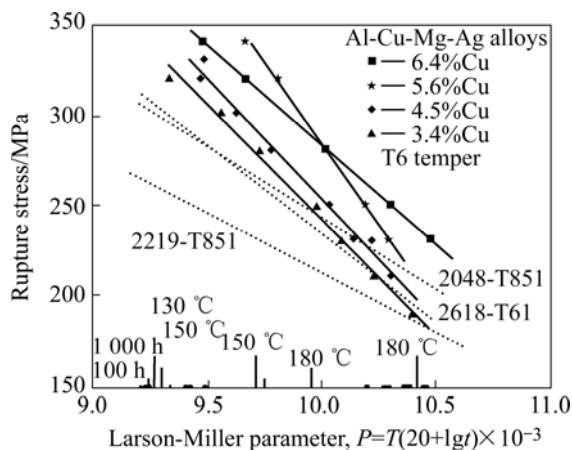


图 2 4 种 Al-Cu-Mg-Ag 合金及 2219、2618 和 2048 合金热暴露后 Larson-Miller 曲线^[8]

Fig.2 Larson-Miller plots of rupture stress for 27.6 mm extrusions of four Al-Cu-Mg-Ag alloys and for rolled plate of commercial alloys 2219, 2618, and 2048(all tests in longitudinal directions; positions for several temperatures after exposure times of 100 and 1 000 h are also shown on horizontal axis)

系合金相比,前者具有优良的蠕变性能;后者既具有较高的室温强度,又具有较好的高温性能和蠕变性能^[3]。

我国近年来加大了对这一新型中强耐热铝合金的基础研究工作,取得了一系列的研究成果。Xiao 等^[9]通过成分设计,研究了 Cu 含量和稀土合金化对 Al-Cu-Mg-Ag 合金性能的影响,发现 Cu 含量的高低影响到 Al-Cu-Mg-Ag 合金的室温和高温力学性能^[9],而 Ce 微合金化能同时改善该合金的常温与高温力学性能^[10]。

2 相组成

可热处理铝合金主要是依靠沉淀强化来提高合金性能,对其沉淀相类型和沉淀行为的研究成为铝合金开发的重点。根据 Al-Cu-Mg 三元系富铝角相图^[11],目前工程化应用所研究的 Al-Cu-Mg 合金析出强化相主要为 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 相及 $\text{CuMgAl}_2(S)$ 相的亚稳相 θ' 或 S' 相,但以何种相为主要强化相视合金中 Cu 元素与 Mg 元素的相对质量比来决定(Cu/Mg 比)^[12-13],如图 3 所示。当合金的 Cu/Mg 比超过 8 时,合金的主要强化相为 θ' ;当 Cu/Mg 比介于 8 到 4 之间, θ' 和 S' 相同时为强化相;当 Cu/Mg 比介于 4 到 1.5, 强化相主要为 S' 相。

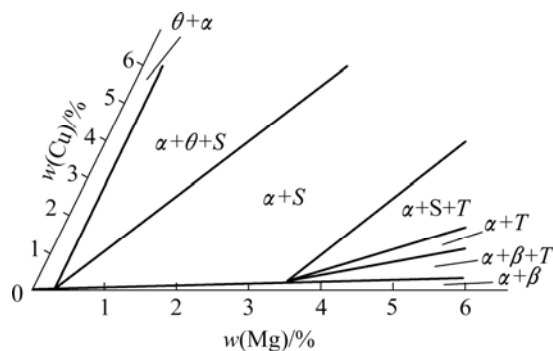


图 3 Al-Cu-Mg 合金 200 °C 时富铝角相图

Fig.3 Rich-aluminum corner of ternary Al-Cu-Mg phase diagram at 200 °C

除了常见的 θ' 和 S' 相外, Al-Cu-Mg 合金中还存在 Ω 相。在 Al-4.6Cu 合金中添加微量的 Mg(约 0.3%)与 Ag(约 0.6%)即成为 Al-Cu-Mg-Ag 合金,即美国 A201 合金,经时效处理后,合金强化相除了 Al-Cu 合金原有的 θ' 相外,还发现一种弥散分布的新析出相。对于这一新析出相存在不同见解。

早在 1970 年, Doyle 等^[14]通过对 Al-Cu-Mg-Ag

四元系合金析出相研究发现,除了 Al-Cu-Mg 系合金中已知的 θ 和 S 相外,微量 Ag 的添加产生了一种新的析出相,并认为是一种四元相— Q 相。Auld^[15]对 Al-2.5Cu-0.5Mg-0.5Ag 合金析出相进行电子显微研究,发现一种与铝基体 $\{111\}$ 面共格的单斜 CuAl_2 相,并认为是 θ 相的一种晶格畸变形态,命名为 θ'_M 。

Taylor 等^[16]和 Chester^[17]等的研究也证实了 Auld^[15]的发现,即添加微量 Ag 促进了盘片状单斜相在铝基体 $\{111\}_a$ 面上析出,并命名为 Ω 相,这一命名在以后的研究中被广泛采用。为了确定这一析出相的晶体学参数, Kerry 等^[18]和 Auld^[19]提出了单斜、六边形、正交和正方这 4 种可能晶系,但是一直没有得到公认的结果。Knowles 等^[20]在 1988 年发表的有关 Ω 相晶体学研究获得大多数学者的认同,其研究指出 Ω 相在铝基体 $\{111\}_a$ 面上析出,于此面上观察 Ω 相呈六角形盘状,其结构为面心斜方体 (Face-centred orthorhombic), 晶格参数为 $a=0.496 \text{ nm}$, $b=0.859 \text{ nm}$, $c=0.848 \text{ nm}$, 而铝基体 $\{111\}_a$ 面是铝合金主要滑移面,使得 Ω 相具有很好的强化效果。

Al-Cu-Mg-Ag 合金是在 Al-Cu-Mg 合金基础上开发的一种新型合金,其强化相可能包括 θ' 、 S' 相和 Ω 相,而主要强化相的类型由 Cu/Mg 比和热处理温度来控制^[21-23]。当 Cu/Mg 比(5)低时,主要析出强化相为 Ω 相, θ' 相为次要强化相,而在高温($>150 \text{ }^\circ\text{C}$)长时间时效后,容易使 Ω 相、 θ' 相消耗,形成 S 相 (Al_2CuMg); Cu/Mg 比在 5~10 之间,有利于 Ω 相的析出; Cu/Mg 比高(12.5)时,主要析出强化相为 Ω 相与 θ' 相,在高温($>180 \text{ }^\circ\text{C}$)长时间时效后, θ' 相逐渐消失,转而形成 T 相 (Al_6CuMg_4),而 Ω 相几乎不受影响。Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相随 Cu/Mg 比变化的规律如表 1 所示。

除了合金成分外, Al-Cu-Mg-Ag 合金析出强化相的类型还与时效温度有关。Mukhopadhyay 等^[24]通过对合金 200 °C 以下的时效性研究发现,合金在时效温度高于 160 °C 时均有 Ω 相析出。而 Hono 等^[25]研究 Al-Cu-Mg-Ag 合金在不同温度下的时效组织时发现,合金在 130 °C 时效温度下析出 Ω 相,而在 100 °C 下时效 500 h 后 Ω 相仍然没有析出。可见, Ω 相的析出与时效温度密切相关,这可能是由于时效温度影响了析出强化相先驱相的形成,从而改变了相区分布。目前,关于温度对析出相区的影响规律还存在不同见解有待进一步研究。

表 1 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相随 Cu/Mg 比的变化规律^[26]

Table 1 Precipitates present with mass ratio of Cu to Mg in ternary and quaternary alloys

Alloy composition/%	Silver free	0.4%Ag
Al-4Cu-0.1Mg Cu/Mg: 40	θ	θ' and Ω (quite sparsely distributed)
Al-4Cu-0.3Mg Cu/Mg: 13	Predominantly S with some θ'	θ' , Ω and some S
Al-4Cu-0.8Mg Cu/Mg: 5	S	S and Ω
Al-4Cu-1.5Mg Cu/Mg: 2.7	S	T phase with S and some Ω

3 强化相析出序列

析出强化是利用热处理的方法使过饱和固溶体基体析出弥散强化相, 阻止位错运动, 达到强化基体的作用。合金要通过析出强化来提高性能, 必需是可淬火的且其溶质固溶度随温度下降而减少, 同时析出物要细小弥散且硬, 基体要软而具延性, 在达到平衡相析出物产生之前, 可析出均匀又细小的亚稳相^[27]。析出强化铝合金在热处理时, 基体强化相的析出行为成为材料工作者的研究热点。

Al-Cu-Mg-Ag 合金为可热处理铝合金, 主要由析出强化来提升力学性能。如上节所述, 其强化相根据合金成分的不同, 可能存在 θ' 、 S' 相和 Ω 相, 因此这 3 种强化相的析出行为——析出序列是进行合金组织微观调控的关键。

3.1 θ 相析出序列(Al-Cu 合金)

θ 相最早在 Al-Cu 合金二元合金中发现, 对这一强化相的研究文献也最丰富^[13]。作为最早开发的时效硬化铝合金, Al-Cu 系列合金含铜量主要在 1%~10% 之间。经固溶处理后, 合金在时效过程中过饱和溶质原子从基体脱溶析出, 形成溶质原子团, 导致合金的硬化, 这一过程已为学术界所熟悉。早期的 X 射线衍射实验发现, 自然时效后 Al-Cu 基体衍射斑点沿 $\langle 100 \rangle$ 方向出现强烈的衍射芒, 这被认为是溶质原子团存在的最早证据, 随后把时效初期溶质偏聚团命名为 Guinier-Preston zones, 即 GP 区。根据原子偏聚团的性质, 早期的文献把 GP 区分为 GP-I 和 GP-II 区^[28]。

GP-I 区为富铜的原子片层, 长度为 2~10 nm, 自然时效时在 $\{100\}_\alpha$ 面上呈现约 100 nm 宽的带状聚集

析出, 与基体完全共格。到目前为止, GP-I 区的化学成分还存在争议。有研究认为 GP-I 区为 Al 和 Cu 原子的单层区域, 纯 Cu 原子单层区域, 或者两层 Cu 原子区域。Karlik 等^[29]通过观察 Al-1.54Cu 合金 100 °C 时效 30 h 后微观组织发现, 如果 GP-I 区的 Cu 原子浓度确实大于 40%, 那么大多数的 GP-I 区的 Cu 原子浓度为 65%, 而且一半以上的浓度为 100%。Takeda 等^[28]研究了不同溶质原子含量的 GP-I 区模型的稳定性, 发现 Al-4.0Cu 合金中 Cu 含量为 40%~50% 的 GP-I 区模型的能量最低且最稳定。从溶质原子富集的过程来看, GP-I 区的成分随着溶质原子的富集而变化的, 往往被认为是 Al_xCu , 其中 $x \geq 3$ 。

当温度高于 100 °C 时, GP-I 区逐渐溶解并且被 GP-II 区所取代, GP-II 区在有的文献亦称之为 θ'' 相。一般认为 GP-II 区的成分为 Al_3Cu 。目前很多的研究者质疑把 GP-II 区作为一种不同于 GP-I 区的独立相看待, 普遍认为 GP-II 区是 GP-I 区的一种粗化形态。

随着时效时间的延长, 亚稳态 θ' 相逐渐形成, 进而取代了 GP-II 区。 θ' 相呈盘片状在 $\{100\}_\alpha$ 面上半共格析出, 为 Al-Cu 系合金中主要强化相, 成分接近 $CuAl_2$ 。有关 θ' 相的原子结构以及衍射斑点如图 4 所示。当时效时间继续延长, 合金中所有亚稳态析出相都转变成粗大的平衡相 θ 相。 θ 相为非共格型析出相, 无法对铝基体造成晶格畸变, 使得合金强度下降^[30]。

θ 相的析出序列可以归结为: SSS(α 过饱和固溶体) $\rightarrow$ GP-I(盘片状, 与基体共格) $\rightarrow$ GP-II(或称 θ'' 相, 盘片状, 与基体半共格) $\rightarrow \theta'$ 相(盘片状, 与基体半共格) $\rightarrow \theta$ 相(粗大块状, 与基体非共格)。

3.2 S 相析出序列

Al-Cu 合金中添加 Mg 元素可以加快自然时效的速度, 同时增加其硬度。Al-Cu-Mg 是最早出现的高强度可热处理型铝合金, 过去很长一段时间它是最受欢迎的实用铝合金, 如著名的杜拉铝(Duralumin)。除了 θ' 相外, 此合金经过人工时效后可析出亚稳态的 S' ($CuMgAl_2$) 强化相。 S' 在 $\{021\}_\alpha$ 面上与基体呈共格关系析出, 过时效后转变成平衡相 S ($CuMgAl_2$), 这一析出过程得到大家的公认。

与合金成分位于 θ 相区强化合金不同, 强化相位于 S 相区的合金在时效过程中性能呈现两阶段强化现象, 即双峰现象^[31]。在第一阶段强化时合金性能快速达到峰值强度的 60%, 通常称之为快速强化阶段; 随着时效进行, 合金性能进一步提高, 合金性能达到峰值强度。目前, 有关不同强化阶段的强化相在学术界还存在不同的观点。

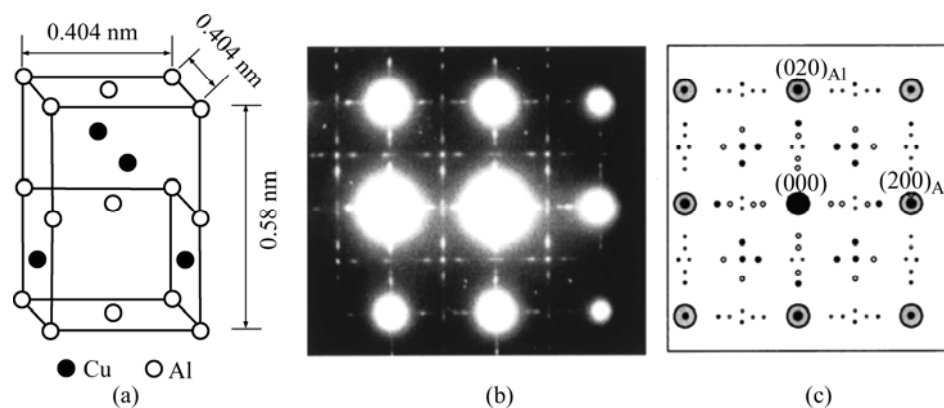


图 4 θ' 相的原子结构以及 $\langle 001 \rangle_\alpha$ 方向衍射斑点

Fig.4 Proposed model and diffraction patterns on zone axis $\langle 001 \rangle_\alpha$ for θ' precipitate: (a) Proposed model; (b) Diffraction patterns; (c) Schematic diffraction patterns

有学者认为第一强化阶段的强化相是 GP-B 区^[31]、Cu-Mg 原子团偏聚^[32]和位错-溶质原子交互作用^[33]起主要强化作用,也有学者认为是 S' 相起主要强化作用^[34]。其中,GP-B 区为 Cu-Mg 原子偏聚区,有时亦称为 S'' ,与基体完全共格。由于受 GP-B 区的衍射条件限制,GP-B 区的结构一直没有统一的认识。Bagaryatsky^[35]认为 GP-B 区沿 $\{100\}_\alpha$ 面短程有序,而 Gerold 等^[36]则提出 GP-B 具有正方 CuAu I 型结构,Al 原子和 Cu+Mg 团簇在基体 $\langle 100 \rangle$ 方向交替出现。基于 X 射线衍射实验,Silcock^[37]认为 GP-B 区是直径为 1~2 nm、长度为 4~8 nm 的小圆柱体,具有正方结构, $a=0.55$ nm, $c=0.404$ nm,柱体的尺寸与淬火速度有关。

对于第二阶段强化相组成,一般认为亚稳态的 S' 和平衡相 S 起着主要强化作用。但是 Cuisiat 等^[38]研究认为合金的峰值时效强度由 S'' 相决定,而 Ringer 等^[39]采用原子力显微镜研究后认为第二阶段强化主要是由于 GP-B 区形成来决定的。Wang 等^[40]通过采用 TEM 和 DSC 手段研究了 Al-2.81Cu-1.05Mg-0.41Mn 合金溶质原子的析出行为,认为 S 相是峰值时效的主要强化相,而 S'' 相主要出现在第一阶段强化的后期。

在不考虑具体强化阶段的情况下,可以认为 S 相的析出序列为: $SSS_\alpha \rightarrow$ Cu-Mg 原子团聚集区(cluster) 或 GPB Zones $\rightarrow S''$ (圆柱状,共格) $\rightarrow S'$ 相 $\rightarrow S$ 相。

3.3 Ω 相析出序列

关于 Ω 相的先驱相, Taylor 等^[16]提出 Mg_3Ag 在合金中作为形核质点促进 Ω 相析出的观点,但是对 Al-Ag-Mg 合金的 XRD 研究并没有发现 Mg_3Ag 相的

存在,而 Lim 等^[41]和 Scott^[42]等通过对 Al-Cu-Mg-Ag 合金中金属间化合物进行吉布斯自由能和激活能计算,也证实在 Ω 相析出的热力学环境下不存在 Mg_3Ag 相。

为了研究 Ω 相在时效早期原子的偏聚行为,Prince 等^[43]利用小角度中子衍射对 Al-Cu-Mg-Ag 合金的 GP 区进行了研究,发现该 GP 区与 Al-Cu 二元合金 GP 区的形成存在区别。Abis 等^[44]提出了 Ω 相的先驱相为 Ω' 相,但是这一观点没有得到大家的支持。Hono 等^[25]对 Al-Cu-Mg-Ag 合金的析出序列进行研究时发现, Mg-Ag 在 Ω 相和 α_{Al} 相界面富集,并认为 Ω 相的析出序列为: $SSS_\alpha \rightarrow GP \rightarrow \theta''$ 相 $\rightarrow \Omega$ 相。但是 Ringer 等^[45]排除了存在 Ω' 相作为先驱相的可能性,认为 Mg-Ag 原子偏聚团为 Ω 相的先驱相。

Reich 等^[46]利用 3DAP 研究 Ω 相析出时 Cu、Mg 和 Ag 原子的偏聚行为,发现时效初期 Mg-Ag 首先在 $\{111\}_\alpha$ 面上聚集,如图 5(a)所示;随后 Cu 原子会向 Mg-Ag 原子团中心扩散至,形成 Ω 相,如图 5(b)所示。随着时效时间的增加, Ω 相长大, Mg、Ag 原子亦开始由 Ω 相中心扩散至 Ω/α 界面,如图 5(c)所示;当 Ω 相粗化后,其中心部分几乎转变成平衡相 $CuAl_2$,如图 5(d)所示。

虽然早期 Ω 相仅被发现存在于 Al-Cu-Mg-Ag 合金当中,但是 Garg 等^[47]的研究发现 Al-Cu-Mg 三元合金中亦有少量 Ω 相,且 Ag 的添加会促进 Ω 相的析出,使得 Ω 相能在较低温度下便可析出^[25];而在 Al-Cu 二元合金及 Al-Cu-Ag 三元合金中则无 Ω 相的析出^[48]。因此推断 Mg 元素是促使 Ω 相成核析出不可或缺的元素,而 Ag 元素则可促进 Ω 相析出。尽管 Ag、Mg 原子团在相界面偏聚存在争论^[49],但是 Mg 元素作为 Ω

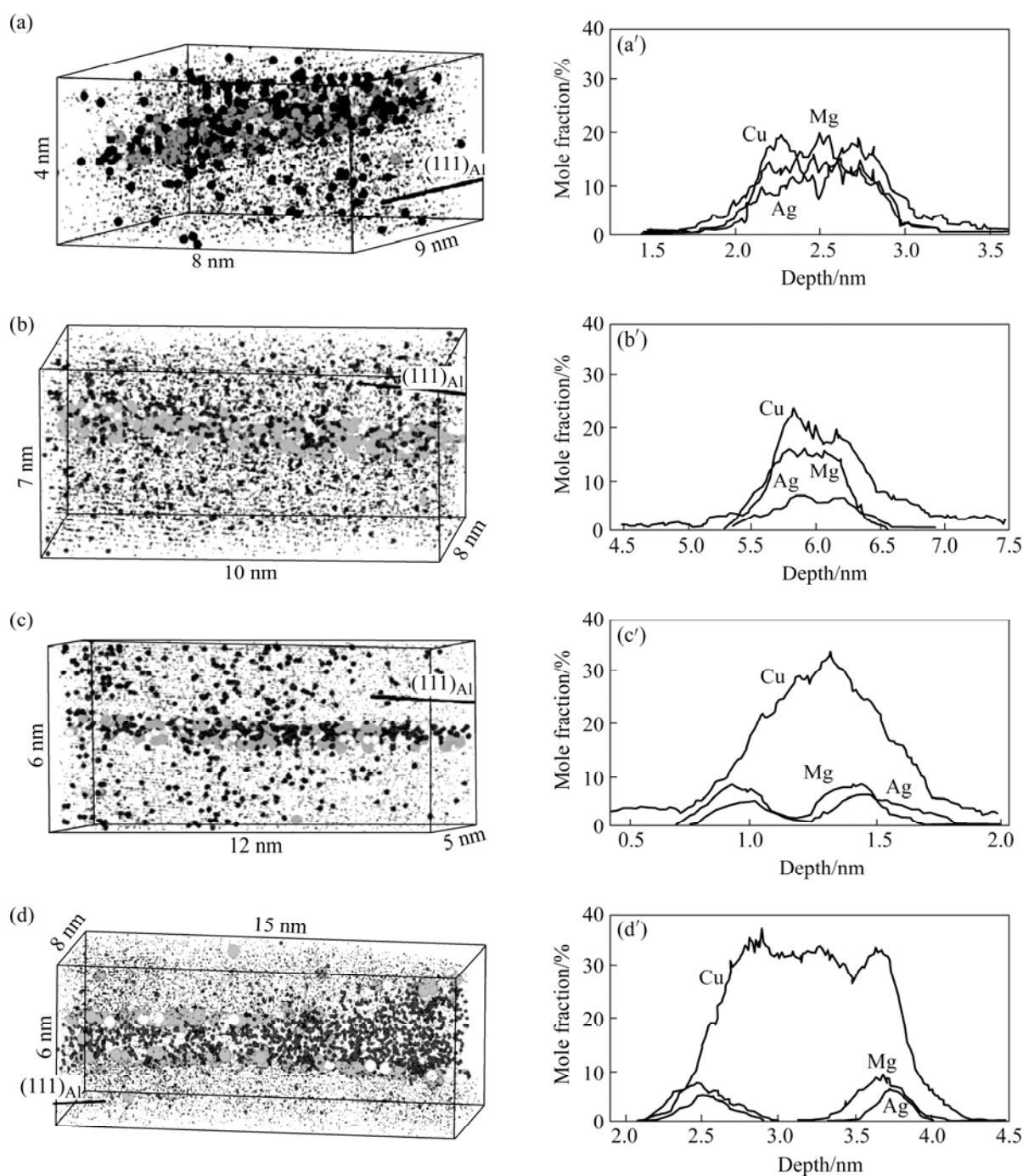


图5 Al-1.9Cu-0.3Mg-0.2Ag 合金 180 °C 下时效不同时间后溶质原子在 $\{111\}_a$ 原子面分布及相应浓度

Fig.5 3DAP elemental mapping of $\{111\}$ platelets in Al-1.9Cu-0.3Mg-0.2Ag alloy aged at 180 °C for 2 min (a), 30 min (b), 2 h (c) and 10 h (d), and corresponding concentration depth profiles calculated perpendicular to platelets

相析出的必要元素这一观点得到了学术界的公认。

虽然存在一些不同观点,但是 Ω 相的析出序列可以统一为以下过程:过饱和固溶体 $\rightarrow\Omega$ 相 $\rightarrow\theta$ 相。

综合铝合金析出强化相与析出序列,限于篇幅有限,文章没有对 Al-Cu 系合金中可能各析出相的晶体学进行比较分析,只是对相关文献报道的析出相晶体结构和晶体学参数进行整理,如表 2 所示。

4 合金稳定性

合金在高温长时间时效过程中,其显微结构可能发生以下 3 种变化:1)析出物持续析出;2)析出物粗大化;3)新相生成,最终形成平衡相。

表 2 Al-Cu 系合金析出相成分及晶体结构

Table 2 Precipitates composition and crystal structure parameters of Al-Cu class alloys

Precipitation designation	Chemical composition	Structure type	Lattice parameter/ $\text{\AA}$			$c/a, \alpha/\beta$	Coherency
			a	b	c		
GP-I $_{\theta}$	CuAl ₂	Orth.	4.05	9.06	7.25	—	Coherent
GP-II $_{\theta}$	CuAl ₂	Tet.	4.04	—	7.68	1.901	Partial-coherent
θ	CuAl ₂	Tet.	4.04	—	5.80	1.436	Semi-coherent
θ	CuAl ₂	Bc Tet.	6.066	—	4.874	0.803	Non coherent
Ω	CuAl ₂	Fc Orth.	4.96	8.59	8.48	—	Coherent
S''	CuMgAl ₂	Mono.	3.2	9.25	2.54	—	Semi-coherent
S'	CuMgAl ₂	Orth.	4.00	9.25	7.18	—	Semi-coherent
S	CuMgAl ₂	Orth.	4.00	9.25	7.14	—	Non coherent

Al-Cu-Mg 系铝合金由于其较高的强度和良好的耐热性能, 被广泛用于航空航天结构材料, 合金主要用在 100 °C 以下的工作环境, 当使用温度高于 100 °C 时, 强化相的粗化使其力学性能显著下降^[7]。为了进一步提高该系铝合金的工作温度, 必须控制合金的微观组织在耐热性较好的相组成范围内。

从 Al-Cu-Mg-Ag 合金研究的成分范围来看, 合金析出强化相主要包含 Ω 相和 θ 相, 其中 Ω 相为主要强化相。Shinji 等^[50]通过对应力状态下 Al-Cu-Mg-Ag 合金不同析出相形核与生长的研究, 认为 θ' 和 Ω 相在析出过程中存在竞争析出的关系。因此 Al-Cu-Mg-Ag 合金耐热性的研究主要包括两个方面, 即主要强化相 Ω 相本身稳定性的研究和合金竞争析出控制的研究。

铝为 FCC 晶体结构, 其最密堆积面为 $\{111\}_a$ 面, 是原子受剪切应力时的主要滑移面。Al-Cu-Mg-Ag 合金在 $\{111\}_a$ 面呈共格析出了 Ω 相, 能有效阻止位错滑动, 使得该相具有很好的沉淀硬化能力, 可大幅度地提升材料力学性能, 同时该相也具有较高的热稳定性^[5]。

Ringer 等^[51]对 Ω 相的稳定性进行了研究。研究指出在传统热处理温度 200 °C 以下时, Ω 相比 θ' 相稳定, 以 200 °C 进行 500 h 长时间时效, 此时 Ω 相的尺寸没有太大的变化, 但 θ' 相已明显粗化, Ω 相于 250 °C 下时效 500 h 后才有粗化现象, 2 400 h 后才完全转变成平衡相 θ 。

Li 等^[52]对 Al-5.1Cu-0.8Mg-0.5Ag-0.7Mn-0.13Zr 在高温下热暴露研究发现, 在 135 °C, 3 000 h 之后, θ' 相大量析出并抑制了 Ω 相的析出, 但经过 107 °C, 3 000 h 后, 并没有出现这种现象。他们认为这主要是因为合金的处理状态为 T8 态, 时效前的冷变形增加了合金中的位错, 位错可促进 θ 相析出, 同时抑制 Ω 相的析出, 造成 Ω 相析出减少。

在 Al-Cu-Mg-Ag 合金中增加 Mg 含量, 有利于提

高室温强度和断裂韧性, 但对高温性能有害。Beffort 等^[23]对喷射沉积不同 Cu/Mg 值的 Al-Cu-Mg-Ag 合金进行研究, 结果表明低 Cu/Mg 比(5)时, 合金在 120 °C 下有良好的力学性能, 但温度高于 150 °C 后, 合金屈服强度明显下降; 但高 Cu/Mg 比, 在 180 °C 时仍有良好的屈服强度和断裂韧性, 即使在 150 °C 下暴露 1 000 h 后性能也没有下降, 虽然有 T 相生成, 但只减少了 θ' 相析出, Ω 相不受影响。他们把这种现象归结为 S 相生成减少 Ω 相和 θ' 相的析出, 降低了 Ω 相强化作用。

从文献可以看出, Al-Cu-Mg-Ag 合金的热稳定性主要受合金成分的影响, 即 Cu/Mg 比的影响, 同时热处理制度会改变强化相的析出序列, 从而控制合金强化相的组成, 影响合金的耐热性能。有关 Al-Cu-Mg-Ag 合金的热稳定性还有待进一步的研究。

5 合金化与腐蚀性能

5.1 Si 对析出相的影响

从 1906 年开始, 人们就开始研究 Al-Cu-Mg 合金, 但是一直没有发现 Ω 相的存在, 直到 1990 年才被 Garg 等^[47]发现。在 Garg 发现 Ω 相后, Abis^[53]、Gao 等^[54]分别进行了深入研究, 认为 Si 的存在抑制了 Ω 相的析出, 促进了 $\langle 100 \rangle$ 方向针状沉淀相的析出。研究均认为合金中 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 Ω 相的析出。Mukhopadhyay 等^[24]在研究含 0.65%Si 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金时发现, 在 Mg 元素与 Si 元素相对质量比高时, Ω 相形核没有被抑制, 但是当 Si 含量过高时, 合金中析出了 σ 相, Ω 相形核被抑制。同样, Raviprasad 等^[55]在对添加了 Ag 和 Si 的 Al-2.5Cu-1.5Mg 进行研究

时发现, Ag、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 GP-B 区, 同时还有 χ' 相和 Ω 相, 但是 Ω 相不如 χ' 相稳定, 在长时间时效后溶解。

大量的研究表明, Si 的存在改变了各相竞争析出的热力学条件和析出序列, 阻止 Ω 相的析出, 促进基体中 CuAl_2 、 CuMgAl_2 和 $\text{Cu}_6\text{Mg}_2\text{Al}_5$ 相的析出, 而这些相对溶质原子在析出相间的分配具有竞争性^[56]。

可见, Al-Cu-Mg-Ag 合金要获得 Ω 相为主要强化相, Cu/Mg 比必须大于 8, 同时 Mg/Si 比必须大于 10。Gable^[57]等将 Si 的这一影响归结为可能是 Si 与 Mg 的结合能较高, 但是这一观点尚未被学术界广泛接受。有关 Si 对合金组织结构的影响, 还有待进一步研究。

5.2 Ti 和稀土元素添加

有关 Al-Cu-Mg-Ag 合金中采用 Ti 和稀土元素合金化, 改善析出相微观组织的研究不是很多, 现有的研究也主要集中在改善铸态性能方面^[58]。利用 Ti 和稀土元素改善合金强化相方面, Xiao 等^[59]开展了一系列工作, 研究认为, Al-Cu-Mg-Ag 合金中添加 Ce 或 Ti 并不改变强化析出相的种类, 但能细化析出相, 提高析出相密度; 能加速合金的时效硬化, 提高合金室温抗拉强度。单独添加 Ce 能提高合金的高温耐热性能。同时添加 Ce 和 Ti, 合金中会形成硬而脆的 AlTiCeCu 金属间化合物, 降低合金的时效硬化和拉伸强度, 使强化析出相的析出受到抑制。

Xiao 等^[10]研究认为添加质量分数为 0.20%~0.45% 的 Ce, 在室温到 300 °C 之间, 铸态合金的室温抗拉强度和高温耐热性能均得到了提高; 稀土 Ce 的添加能明显细化铸态合金的晶粒, 减少晶界上 Cu 的偏析, 细化合金中的强化相, 提高该相的析出密度。当合金中同时添加微量 Ce 和 Ti 时, 铸态合金中形成一种 $\text{Al}_x\text{Ti}_6\text{Ce}_3\text{Cu}$ 的大块稀土化合物相, 严重降低了合金的拉伸性能。

YU 等^[60]也开展了含 Ce 合金化 Al-Cu-Mg-Ag 合金的研究。初步研究发现, Ce 在合金铸态中主要以 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Ce}$ 的形式存在。 $\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Ce}$ 为低温脆性相, 在热处理过程中不会回溶至基体, 消耗基体中的溶质原子 Cu 原子, 从而降低合金的力学性能。对合金析出相的影响还在进一步的研究中。

5.3 腐蚀性能

有关 Al-Cu-Mg-Ag 合金腐蚀性能的文献不多。Scully 等^[61]研究了时效制度对 2 种不同成分 Al-Cu-Mg-Ag 合金晶界应力腐蚀的影响, 利用电化学研究手

段建立了一种 Cu 耗应力腐蚀模型, 成功解释了欠时效态合金应力腐蚀敏感性高的原因。Chang 等^[62]研究了不同的 Ag 含量与热处理制度对 Al-4.6Cu-0.3Mg 合金在 3.5% NaCl 溶液中的应力腐蚀情况, 认为高 Ag 含量的合金促进了晶界上平衡相的连续析出, 使得合金应力腐蚀敏感性增强, 而较大的晶界无析出带可以降低应力腐蚀的敏感性。

现有文献没有对合金化, 特别是对稀土元素合金化对 Al-Cu-Mg-Ag 合金腐蚀性能的影响进行研究, 因此有必要在合金化改善腐蚀性能方面开展研究。同时, 在如何配合合金成分设计, 比如合金成分的 Cu/Mg 比以及元素含量对腐蚀性能影响方面, 也应该开展相关的研究工作。

6 结论与展望

Al-Cu-Mg-Ag 合金是一种以 Ω 相为主要强化相的新型中温高强耐热铝合金。根据成分不同, 合金的沉淀强化相可能存在 S' 、 θ' 和 Ω 相。这 3 种析出相在析出过程中具有竞争关系, 通过调整合金成分和相应的热处理制度, 可以控制合金的主要强化相为 Ω 相。 Ω 相成分接近于 CuAl_2 , 是基体 $\{111\}_\alpha$ 上析出的一种过渡相, 在室温至 250 °C 下具有良好的热稳定性, 高温下转变为平衡相— θ 相。时效过程中, Ag-Mg 原子偏聚, 形成 Ag-Mg 原子团, 促进 Ω 相的形核。随着 Ω 相的生长, Ag-Mg 原子团分布在 Ω/α 晶界面处, 抑制 Ω 相的生长, 提高合金的热稳定性。

最近的研究^[63-65]显示在铝合金中添加稀土族过渡元素, 如镧(La)与钪(Sc)等, 能提升合金的强度与延伸率, 对于改善铝合金的热裂与铸造缺陷有所突破。Norman 等^[65]研究了钪添加对于 2000 系与 7000 系合金焊接性能的影响, 指出在合金中添加 0.8%Sc 与 0.4%Sc+0.12%Zr+0.15%Ti 后, 2024 合金铸态组织中产生 W 相($\text{Al}_8\text{Cu}_4\text{Sc}$), 同时晶粒被细化, 增加晶界面积, 因而破坏了晶界共晶相的连续分布, 使晶界 CuAl_2 共晶相对热裂的破坏性降低, 并提高了拉伸强度与延性。Lathabal 等^[64]对铸态 Al-Mg 合金添加 Sc 对焊接性质的影响进行了深入的研究, 研究表明铸态 Al-Mg 合金的共晶相是造成热裂的主要原因, 这也是 Al-Cu 合金热裂的原因。研究指出, 通过添加微量 Sc(>1%), 可在晶界产生 Al-Mg-Sc 化合物, 同时能极大细化晶粒, 从而减少晶界上 Mg_5Al_8 低温共晶相, 有效降低焊接裂纹长度, 提升焊接性能。

因此, 在 Al-Cu-Mg-Ag 合金中添加微量稀土族过

渡元素, 在不影响力学性能的前提下, 改善合金铸造热裂与焊接性, 应该成为一个研究的重点。

REFERENCES

- [1] 张君尧. 铝合金材料的新进展(1)[J]. 轻合金加工技术, 1998, 26(5): 1-10.
ZHANG Jun-yao. Recent development of aluminum alloy materials(1)[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 1998, 26(5): 1-10.
- [2] Iau J, Kulak M. A new paradigm in the design of aluminium alloys for aerospace applications[J]. Materials Science Forum, 2000, 331/337: 127-140.
- [3] Polmear I J. Recent development in light alloys[J]. Mater Trans JIM, 1996, 37(1): 12-31.
- [4] 彭志辉. 航空用高强度铝合金[J]. 材料导报, 1997, 11(6): 16-19.
PENG Zhi-hui. New high-strength aluminium alloys for aeronautic facilities[J]. Materials Review, 1997, 11(6): 16-19.
- [5] 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.
- [6] Raffin J. Aluminum base alloy[P]. US 3475166, 1969-01-01.
- [7] Polmear I J, Couper M J. Design and development of an experimental wrought aluminum alloy for use at elevated temperatures[J]. Metallurgical Transactions A (Physical Metallurgy and Materials Science), 1988, 19A(4): 1027-1035.
- [8] 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.
- [9] Xiao D H, Wang J N, Ding D Y, Chen S P. 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.
- [10] Xiao D H, Wang J N, Ding D Y, Yang H L. 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(1/2): 84-88.
- [11] Villars P, Prince A, Okamoto H. Handbook of ternary alloy phase diagrams[M]. Materials Park: ASM International, 1994.
- [12] Cordovilla C G, Louis E. Characterization of the microstructure of a commercial Al-Cu alloy (2011) by differential scanning calorimetry (DSC)[J]. J Material Science, 1984, 19: 279-290.
- [13] Mondolfo L F. Aluminum alloys: Structure and properties[M]. London: Butterworths, 1976: 497-504.
- [14] Doyle W M. Influence of small additions of Si, Mg, and Ag on aluminum alloys developed for SST aircraft[J]. Met Ital, 1970, 62(5): 167-175.
- [15] Auld J H. Structure of a metastable precipitate in an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Acta Crystallographica(Section A), 1972, A28: S98.
- [16] 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.
- [17] Chester R J, Polmear I J. Precipitation in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Institution of Metallurgists(Course volume), 1983, 3(20): 75-81.
- [18] Kerry S, Scott V D. Structure of precipitate in Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Archiwum Nauki o Materialach, 1985, 6(2): 79-86.
- [19] Auld J H. Structure of metastable precipitate in some Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Materials Science and Technology, 1986, 2(8): 784-787.
- [20] Knowles K M, Stobbs W M. The structure of {111} age-hardening precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Acta Crystallographica, Section B (Structural Science), 1988, B44: 207-227.
- [21] Teleshov V V, Kaputkin E Y, Golovleva A P, Kosmacheva N P. Temperature ranges of phase transformations and mechanical properties of alloys of the Al-Cu-Mg-Ag system with various Cu/Mg ratios[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2005, 47(3/4): 139-144.
- [22] Castillo L D, Lavernia E J. Microstructure and mechanical behavior of spray-deposited Al-Cu-Mg(-Ag-Mn) alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2000, 31A(9): 2287-2298.
- [23] Beffort O, Solenthaler C, Uggowitzer P J, Speidel M O. High toughness and high strength spray-deposited Al-Cu-Mg-Ag-base alloys for use at moderately elevated temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 1995, 191(1/2): 121-134.
- [24] 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.
- [25] 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.
- [26] 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.
- [27] Smallman R E. Modern physical metallurgy[M]. 4th ed. London: Butterworths, 1985.
- [28] Takeda M, Madea Y, Yoshida A, Yabuta K, Konuma S, Endo T. Discontinuity of G.P.(I) zone and θ'' -phase in an Al-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(6): 643-649.
- [29] Karlik M, Bigot A, Jouffrey B. HREM, FIM and tomographic atom probe investigation of Guinier-Preston zones in an Al-1.54% Cu alloy[J]. Ultramicroscopy, 2004, 98(2/4): 219-230.
- [30] Wyss R K, Sanders R E. Microstructure-property relationship in

- a 2xxx aluminum alloy with addition[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19A: 2523–2530.
- [31] Silcock J M, Sc B. The structural ageing characteristics of al-cu-mg alloys with copper: Magnesium weight ratios of 7:1 and 2.2:1[J]. J Inst Metals, 1960, 89: 203–210.
- [32] Starink M J, Gao N, Yan J L. The origins of room temperature hardening of Al-Cu-Mg alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387/389(1/2 SPEC ISS): 222–226.
- [33] Nagai Y, Murayama M, Tang Z, Nonaka T, Hono K, Hasegawa M. Role of vacancy-solute complex in the initial rapid age hardening in an Al-Cu-Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2001, 49(5): 913–920.
- [34] Charai A, Walther T, Alfonso C, Zahra A M, Zahra C Y. Coexistence of clusters, GPB zones, S'' -, S' - and S -phases in an Al-0.9%Cu-1.4%Mg alloy[J]. Acta Materialia, 2000, 48(10): 2751–2764.
- [35] Bagaryatshy Y A. Structural changes on aging Al-Cu-Mg alloys[J]. Doklady Akademii Nauk, SSSR. 1952, 87: 397–562.
- [36] Gerold V, Haberkorn H. Rontgenographic understructure calculation of Al-Mg-Cu and al-Mg-Zn-Li alloys[J]. Zeitschrift fur Metallkunde, 1959, 50: 568–574.
- [37] Silcock J M. The structural ageing characteristics of Al-Cu-Mg alloys with copper-magnesium weight ratios of 7-1 and 2.2-1[J]. J Inst Met, 1960–1961, 89: 203–210
- [38] Cuisiat F, Duval P, Graf R. A study of the first stages of decomposition in an Al-Cu-Mg alloy[J]. Scripta Metallurgica, 1984, 18(10): 1051–1056.
- [39] Ringer S P, Hono K. Microstructural evolution and age hardening in aluminium alloys: Atom probe field-ion microscopy and transmission electron microscopy studies[J]. Materials Characterization, 2000, 44(1/2): 101–131.
- [40] Liu G, Zhang G J, Wang R H, Hu W, Sun J, Chen K H. Heat treatment-modulated coupling effect of multi-scale second-phase particles on the ductile fracture of aged aluminum alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(1): 273–284.
- [41] Lim M S S, Tibballs J E, Rossiter P L. Assessment of thermodynamic equilibria in the Ag-Al-Cu-Mg quaternary system in relation to precipitation reactions[J]. Zeitschrift Fuer Metallkunde/Materials Research and Advanced Techniques, 1997, 88(3): 236–245.
- [42] Scott V D, Kerry S, Trumper R L. Nucleation and growth of precipitates in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Materials Science and Technology, 1987, 3(10): 827–835.
- [43] Prince J G, Booth J G, Barton R J. Small-angle neutron scattering from aged Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Journal of Physics F (Metal Physics), 1983, 13(7): 1333–1338.
- [44] Abis S, Mengucci P, Riontino G. A study of the high-temperature ageing of Al-Cu-Mg-Ag alloy 201[J]. Philosophical Magazine B (Physics of Condensed Matter, Electronic, Optical and Magnetic Properties), 1993, 67(4): 465–384.
- [45] Ringer S P, Hono K, Polmear I J, Sakurai T. Nucleation of precipitates in aged AlCuMg(Ag) alloys with high Cu:Mg ratios[J]. Acta Materialia, 1996, 44(5): 1883–1898.
- [46] 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 Materialia, 1998, 46(17): 6053–6062.
- [47] Garg A, Chang Y C, Howe J M. Precipitation of the Ω Phase in an Al-4.0Cu-0.5Mg alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1990, 24(4): 677–680.
- [48] Mukhopadhyay A K. Nucleation of omega phase in an Al-Cu-Mg alloy containing small additions of Ag[J]. Materials Transactions, JIM, 1997, 38(5): 478–482.
- [49] Hutchinson C R, Fan X, Pennycook S J, Shiflet G 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.
- [50] Shinji M, Shinji K, Akikazu S. Competitive nucleation and growth of {111} Ω with {001} GP zones and θ' in a stress-aged Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Materials Transactions, 2004, 45(10): 2974–2980.
- [51] Ringer S P, Yeung W, Muddle B C, Polmear I J. Precipitate stability in Al-Cu-Mg-Ag alloys aged at high temperatures[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(5): 1715–1725.
- [52] Li Q, Shenoy R N. DSC and TEM characterizations of thermal stability of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Materials Science, 1997, 32(13): 3401–3406.
- [53] Abis S, Mengucci P, Riontino G. Influence of Si additions on the ageing process of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Philosophical Magazine A (Physics of Condensed Matter, Defects and Mechanical Properties), 1994, 70(5): 851–868.
- [54] 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.
- [55] 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.
- [56] Barlow I C, Rainforth W M, Jones H. Role of silicon in the formation of the $Al_5Cu_6Mg_2$ phase in Al-Cu-Mg alloys[J]. Journal of Materials Science, 2000, 35(6): 1413–1418.
- [57] 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.
- [58] Li B Z, Wang R Y, Yan H F, Yang D C, Zhuo Z Q. Literature review on the use of rare earths in non ferrous cast alloys[J]. Ind Found J, 1992, 38: 19–33.
- [59] Xiao D H, Wang J N, Y Ding D. Effect of minor cerium additions on microstructure and mechanical properties of cast

- Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. *Materials Science and Technology*, 2004, 20(10): 1237–1240.
- [60] 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.
- [61] 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.
- [62] 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.
- [63] Nogita K, McDonald S D, Dahle A K. Eutectic modification of Al-Si alloys with rare earth metals[J]. *Materials Transactions*, 2004, 45(2): 323–326.
- [64] Lathabai S, Lloyd P G. The effect of scandium on the microstructure, mechanical properties and weldability of a cast Al-Mg alloy[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(17): 4275–4292.
- [65] Norman A F, Hyde K, Costello F, Thompson S, Birley S, Prangnell P B. Examination of the effect of Sc on 2000 and 7000 series aluminium alloy castings: for improvements in fusion welding[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2003, 354(1/2): 188–198.

(编辑 李向群)