

预拉伸对 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相与力学性能的影响

李周兵, 沈 健, 雷文平, 闫亮明, 李俊鹏, 毛柏平

(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要: 研究时效前预拉伸对 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相和力学性能的影响。结果表明: 165 ℃ 时效前的预拉伸可提高合金的峰值硬度及强度, 延长峰值时效的时间; 合金的主要强化相是 Ω 相和 θ' 相, 预拉伸引入的位错抑制了 Ω 相的析出与长大, 细化 Ω 相的尺寸, 同时促进 θ' 相的析出; 时效前未经变形时, 合金出现峰值的时间是 10h, 对应的 σ_0 为 492 MPa; 时效前经 4% 预拉伸变形后, 合金出现峰值的时间是 18 h, 对应的 σ_0 为 508 MPa。

关键词: Al-Cu-Mg-Ag 合金; 预拉伸; 析出相; 力学性能

中图分类号: TG111.7; TG146.2

文献标志码: A

Effects of prestretching on precipitated phase and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy

LI Zhou-bing, SHEN Jian, LEI Wen-ping, YAN Liang-ming, LI Jun-peng, MAO Bai-ping

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

Abstract: The effects of prestretching before aging on the precipitated phases and mechanical properties of Al-Cu-Mg-Ag alloy were studied. The results show that the prestretching before aging increases the peak hardness and tensile strength and increases the time of peak-ageing at 165 ℃. The main precipitated phases are Ω phase and θ' phase. The precipitation and growth of Ω phase are restrained by dislocation owing to prestretching, while the dislocation refines the size of Ω phase and also promotes the precipitation of θ' phase. The time of peak-ageing for the alloy during non-prestretching emerges before aging is 10 h and the corresponding tensile strength is 492 MPa. The time of peak-ageing for the alloy during 4% prestretching emerges before aging is 18 h and the corresponding tensile strength is 508 MPa.

Key words: Al-Cu-Mg-Ag alloy; prestretching; precipitated phase; mechanical properties

作为航空工业主要用材的 Al-Cu-Mg 系铝合金具有较高的强度和良好的耐热性能, 但是主要用在 100 ℃ 以下的工作环境。当温度超过 100 ℃ 时, 合金中的主要强化相 θ' 相的粗化使其力学性能显著下降^[1], 导致其在飞机上的应用受到很大的限制, 因此需要发展新的耐热铝合金以满足航空工业的需要。近年来, 人们在高 Cu 与 Mg 质量比的 Al-Cu-Mg 合金中加入少量的 Ag, 使得合金中析出一种新的时效强化相 Ω , 该相在 150~250 ℃ 的温度下具有优良的热稳定性^[2-4], 从而使合金的耐热性能得到显著提高。

形变热处理是把时效硬化和加工硬化相结合的一

种方法, 目前被广泛用于铝合金以提高其强度和耐热性能。RINGER 等^[5]研究 6% 的冷变形对 Al-4Cu-0.3Mg-0.4Ag 铝合金析出相的影响, 发现时效前 6% 的冷变形减小 Ω 相的尺寸和密度。BEFFORT 等^[6]研究了喷射沉积 Al-Cu-Mg-Ag-Mn-Ti-Zr 铝合金, 认为时效前预拉伸引入的位错有助于 Ω 相和 θ' 相的形核。我国对 Al-Cu-Mg-Ag 铝合金的研究尚处于初级阶段, 与世界先进水平还有较大的差距, 而且主要集中在时效硬化的常规热处理工艺对其性能的影响, 对 Al-Cu-Mg-Ag 铝合金的形变热处理研究分析相对较少^[7]。因此, 本文作者研究 Al-Cu-Mg-Ag 合金在 165 ℃ 时效前经预拉

伸变形和未经变形后的组织演变和性能的变化, 从而揭示预拉伸对 Al-Cu-Mg-Ag 合金析出相和性能影响的本质。

1 实验

实验采用厚度为 50 mm 的半连续铸造扁锭, 其主要化学成分见表 1。铸锭经 505 °C、24 h 均匀化处理, 在 460 °C 热轧至 5 mm, 经中间退火后冷轧成厚度为 2.5 mm 的板材。冷轧板在 515 °C 固溶处理 1 h 后室温水淬, 其中一部分试样直接在 165 °C 时效, 另一部分试样立即进行 4% 的预拉伸, 然后在 165 °C 进行时效。

采用 HV-50 维氏硬度计检测时效后合金板材的硬度, 每个样测 10 个点(上下表面各取 5 个点), 取平均值。拉伸测试在岛津 AG-100KNA 试验机上进行, 取 3 个试样的平均值。电镜薄膜样品采用电解双喷减薄, 电解液为 30%(体积分数)硝酸+70%甲醇, 电压为 10~12 V, 电流为 50~70 mA, 温度控制在-20 °C 以下。透射显微组织在 JEM-2010 透射电镜上进行观察。

表 1 实验合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloy(mass fraction, %)

Cu	Mg	Ag	Mn	Zr	Ti	Fe	Si	Al
5.20	0.40	1.02	0.20	0.17	0.05	<0.05	<0.05	Bal.

2 实验结果

2.1 合金板材的力学性能

图 1 所示为合金板材在 165 °C 时效前经 4% 预拉伸变形和未经变形的等温时效硬化曲线, 从图 1 可以看出, 时效过程为典型的三阶段时效, 即欠时效、峰时效和过时效。合金的时效响应明显不同, 时效前未经预拉伸变形的合金在 10 h 就达到时效峰值, 硬度为 172HV, 然后随时效时间的延长, 合金的硬度略有下降。时效前经 4% 预拉伸变形的合金在 18 h 达到时效峰值, 峰值硬度为 176HV, 过时效阶段合金的硬度略有降低, 但是高于时效前未经预拉伸变形时合金的硬度。

表 2 所列为合金在不同时效阶段和时效状态下的室温力学性能。从表 2 可以看出: 在欠时效阶段, 时效前经 4% 预拉伸变形合金的强度比时效前未经变形

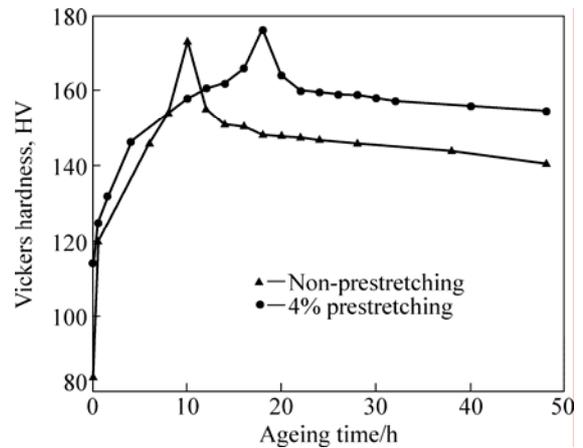


图 1 合金在 165 °C 时效前经 4% 预拉伸变形和未变形的等温时效硬化曲线

Fig.1 Isothermal age-hardening curves of alloys by non-prestretching and 4% prestretching at 165 °C

表 2 在不同时效阶段和时效状态下合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of alloy at different ageing stages and states

State	Ageing stage	Ageing time/h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
Non-prestretching	Underageing	2	456	415	18.7
	Peak-ageing	10	492	455	15.2
	Overageing	48	467	428	10.8
4% prestretching	Underageing	2	441	399	16.3
	Peak-ageing	18	508	468	12.9
	Overageing	48	483	444	9.8

时合金的强度低。峰时效前经 4% 预拉伸变形后合金的抗拉强度达到 508 MPa, 而时效前未经变形时合金的抗拉强度只有 492 MPa; 在随后的过时效阶段, 经预拉伸变形后合金的强度也明显高于未经变形时合金的; 在时效的不同阶段, 时效前经预拉伸变形后合金的伸长率都比时效前未经变形时合金的伸长率低。

2.2 合金的透射显微组织

图 2 所示为合金在峰时效和过时效后的透射显微组织和对应的选区电子衍射谱。图 2(a)所示为峰时效前未经预拉伸变形时的透射显微组织, 电子束平行于基体 $\langle \bar{1}11 \rangle$ 方向(见图 2(b)), 此时合金中析出大量的 Ω 相和 θ' 相, Ω 相的体积分数较大, 尺寸约为 40~50 nm, θ' 相的体积分数较小, 尺寸约为 40 nm。图 2(c)所示为

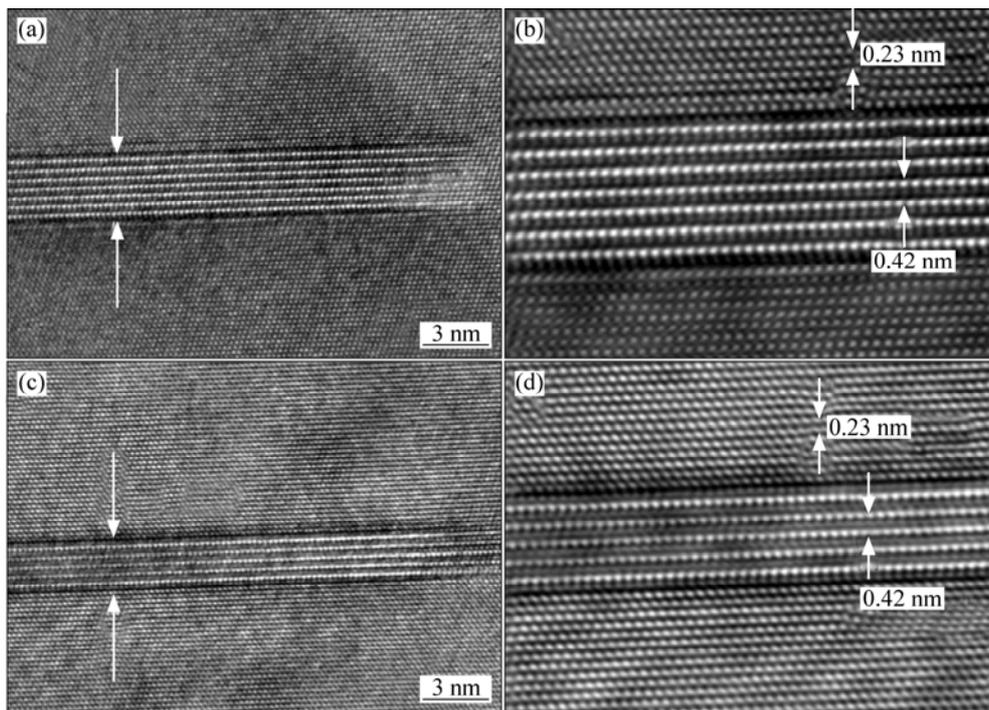


图 3 峰时效时 Ω 相的高分辨组织形貌及其与基体的界面结构

Fig.3 High resolution morphologies of Ω phase and its interface with matrix at peak-aging: (a) Non-prestretching; (b) Interface between Ω phase and matrix obtained by FFT in Fig.3(a); (c) 4% prestretching; (d) Interface between Ω phase and matrix obtained by FFT in Fig.3(c)

于 Cu 原子与空位的结合能很高 (0.12 eV), 因此, Cu 原子的空位扩散机制在该合金时效过程中析出相的形成起到重要的作用。合金经过固溶处理并淬火后, 形成了过饱和固溶体, 其中存在大量的自由空位, 这些空位会出现以下几种情况^[8]: 1) 空位被 Mg 和 Ag 原子所束缚, 形成 Mg、Ag 原子簇与空位的聚合体, 作为 Ω 相形核的核心; 2) 自由空位湮没在晶界等缺陷处; 3) 空位聚集成空位团, 崩塌形成位错环作为新相形核的核心; 4) 自由空位与 Cu 原子相互作用而促进 Cu 原子的扩散。在上述几种情况中, 大部分的自由空位最有可能和 Cu 原子相结合, 这是因为合金中 Cu 的摩尔分数比其它合金元素的高(见表 1), 自由空位除用于形成 Mg、Ag 原子与空位的聚合体的需要外, 剩余的空位基本上与 Cu 原子相结合, 促进 Cu 原子的扩散, 从而加速 Ω 相的形核与长大。

本实验中的合金属于高 Cu 与 Mg 质量比的 Al-Cu-Mg 系合金, 其典型的时效过程如下: σ 过饱和固溶体 GP () 区 θ'' 相 θ' 相 θ (CuAl₂) 相^[9-11]。由于时效前的预拉伸引入的大量位错是空位最有效的吸收源, 使扩散到位错的空位数量增加, 而使参与沉淀析出 GP () 区的空位数目减少, 因而合金基体中 GP () 区数目减少。 θ' 相一般优先在位错

处形核, 由于预变形引入位错, 给 θ' 相提供有效的形核位置, 从而使 θ' 相形核数目增加^[7,12]。同时, 淬火后的过饱和固溶体中的溶质原子浓度较高, 位错密度增加后, 溶质原子与位错交互作用, 在位错周围富集形成的气团数目也相继增加, 这些富集溶质原子的气团也是 θ' 相形核的核心^[13-15]。因此, 欠时效前未经预拉伸变形后的合金的主要析出相为 Ω 相, 而欠时效前经 4% 预拉伸变形后合金的主要析出相是 θ' 相。由于 Ω 相的强化效果要比 θ' 相的强化效果好, 因此在欠时效阶段, 时效前经 4% 预拉伸变形后合金的强度要低于时效前未经变形后合金的强度。

在峰时效阶段, 时效前经 4% 预拉伸变形后, 合金的强度高于时效前未经变形后合金的强度(见表 2), 同时达到峰值的时间延长(见图 1)。这是因为预拉伸虽然引入了大量位错, 这些位错能促进 θ' 相的析出, 但是时效时间的延长又有利于 Ω 相的析出, 从总体上看, 峰值时效时, Ω 相和 θ' 相的体积分数应分别趋于达到最大值, 这是一个动态的平衡过程。欠时效前, 经 4% 预拉伸变形后合金的主要析出相是 θ' 相, 此时 Ω 相数量较少, 因此, 在随后的时效过程中, Ω 相的析出与充分长大都比时效前未经预拉伸变形时需要的时间长, 这就导致时效前经预拉伸变形后的合金达到峰值

强度的时间延长。由于达到峰值时效的时间较长,时效前经预拉伸变形后的合金在欠时效向峰时效转变的过程中, Ω 相充分析出。另一方面,从图3可以明显看出,预拉伸细化 Ω 相在厚度方向的尺寸,主要原因是预拉伸引入的位错作为空位的吸收源使得 Ω 相附近的空位和大量的Cu原子扩散到位错密度较大的区域,使得 Ω 相与基体界面处的Mg和Ag原子的扩散速度减小,延缓 Ω 相在厚度方向上的增厚速率,因此, Ω 相在厚度方向上的尺寸较时效前未经预拉伸变形时 Ω 相的尺寸小,所以其强度也要高于时效前未经预拉伸变形合金的。

4 结论

1) Al-Cu-Mg-Ag合金具有较好的热稳定性和塑性,时效前的预拉伸延长峰值时效时间,提高峰值强度。

2) 合金的主要强化相是 Ω 相和 θ' 相。时效前的预拉伸延缓 Ω 相的析出,促进 θ' 相的析出,细化 Ω 相的尺寸。预拉伸引入的大量位错是空位最有效的吸收源,给 θ' 相提供有效的形核位置。

3) 预拉伸引入的位错附近吸附大量的Cu原子,降低Cu原子向 Ω 相扩散的速率,因此,峰时效前经预拉伸变形后, Ω 相在厚度方向上的尺寸较未经变形的小两个原子层的距离。

REFERENCES

- [1] POLMEAR I J, COUPER 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] LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping. Effects of Ag on microstructure and mechanical properties of 2519 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University, 2006, 13(2): 130-134.
- [3] LUMIEY 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: 1227-1231.
- [4] VIETZ J T, POLMEAR I J. The influence of small addition of silver on the ageing of aluminum alloys[J]. Inst Metals, 1966, 94(12): 410-419.
- [5] RINGER S P, MUDDLE B C, POLMEAR I J. Effects of cold work on precipitation in Al-2Cu-2Mg-(Ag) and Al-2Cu-Li-(Mg-Ag) alloys[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 1995, 26: 1659-1671.
- [6] BEFFORT O, SOLENTHALER C, SPEIDEL M O. Improvement of strength and fracture toughness of a spray-deposited Al-Cu-Mg-Ag-Mn-Ti-Zr alloy by optimized heat treatments and thermomechanical treatments[J]. Materials science and Engineering A, 1995, 19(1): 113-120.
- [7] 李慧中, 张新明, 陈明安, 周卓平, 龚敏如. 预变形对2519铝合金组织与力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2004, 12(4): 1990-1905.
LI Hui-zhong, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, ZHOU Zhuo-ping, GONG Min-ru. Effect of predeformation on microstructures and mechanical properties of 2519 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 12(4): 1990-1905.
- [8] HUANG Bi-ping, ZHENG Zi-qiao. Independent and combined roles of trace Mg and Ag additions in properties precipitation process and precipitation kinetics of Al-Cu-Li(Mg)(Ag)-Zr-Ti alloys[J]. Acta Materialia, 1998, 46(12): 4381-4388.
- [9] SOFYAN B T, POLMEAR L J, RINGER S P. Precipitation processes in Al-4Cu-(Mg,Cd)(%) alloys[J]. Materials Science Forum, 2002, 396/402: 613-618.
- [10] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. 2nd ed. Oxford: Pergamon Press, 2004.
- [11] 杜予暄, 张新明, 叶凌英, 罗智辉. 过时效工艺对AA2195铝锂合金微观组织的影响[J]. 材料热处理学报, 2006, 27(6): 52-56.
DU Yu-xuan, ZHANG Xin-ming, YE Ling-ying, LUO Zhi-hui. Influence of over-aging technology on microstructure of AA2195 Al-Li alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2006, 27(6): 52-56.
- [12] GABLE B M. Assessment of the aluminum-rich corner of the Al-Cu-Mg-(Ag) phase diagram[J]. Computer Coupling of Phase Diagram and Thermochemistry, 2007, 12: 112-121.
- [13] AIWU ZHU, STARKE JR E A, SHIFLET G J. An FP-CVM calculation of pre-precipitation clustering in Al-Cu-Mg-Ag alloys[J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 35-40.
- [14] LITTLE D A, CONNOLLY B J, SCULLY J R. 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: 347-372.
- [15] 张新明, 刘颖维, 叶凌英, 唐建国. 预变形和过时效对AA2195铝锂合金晶粒的细化[J]. 中国有色金属报, 2009, 19(4): 633-638.
ZHANG Xin-ming, LIU Ying-wei, YE Ling-ying, TANG Jian-guo. Grain refinement of AA2195 Al-Li alloy by pre-deformation and overaging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(4): 633-638.

(编辑 龙怀中)