

[文章编号] 1004- 0609(2001)S1- 0031- 03

预变形对 463 K 人工时效 Al-Cu-Mg 合金显微组织的影响^①

谷亦杰^{1,2}, 陈 荣¹, 张永刚¹, 黄 正¹, 陈昌麒¹

(1. 北京航空航天大学 材料科学与工程系, 北京 100083; 2. 山东科技大学 材料科学与工程系, 泰安 271019)

[摘 要] 研究了预变形对 Al-Cu-Mg 合金 463 K 人工时效行为的影响。结果表明, 预变形可以提高合金的峰值硬度, 合金峰值硬度的增加来自于 S 相数目的增加和尺寸的减小; 并且由于预变形产生的位错可以作为空位的陷阱, 减少了 GP 区沉淀析出的数量, 因此预变形减少了合金在第 1 阶段的硬化效果。

[关键词] Al-Cu-Mg 合金; 预变形; 空位

[中图分类号] TG 166. 3

[文献标识码] A

具有高强和优良断裂韧性的沉淀硬化铝合金容易满足航空的需要, 并可通过改变成分、添加微量元素和引入预变形进一步发挥其能力。对不同的合金引入预变形有不同的作用, 例如在 Al-Li^[1] 和 Al-Mg-Si^[2] 合金中引入预变形可以提高力学性能并加速时效沉淀析出; 而在其它合金中, 如 Al-Cu-Mg-Ag^[3], 引入预变形则会产生相反的作用。因此, 有必要研究引入预变形对合金产生的作用以及位错如何影响合金的沉淀析出过程。作者采用透射电镜和维氏硬度计研究了预变形对 Al-3.75% Cu-2.02% Mg(质量分数)合金 463 K 人工时效行为的影响。

1 实验

用真空熔炼法熔制成分为 Al-3.75% Cu-2.02% Mg(质量分数)的合金。合金在真空电阻炉中熔化后, 在氩气保护下精炼和浇铸。铸锭先经均匀化处理(753 K, 48 h), 除去表面氧化皮, 然后在 725 K 保温 4 h, 热轧成 6 mm 的板材。从板材上取样, 在 793 K 固溶 1 h, 冷水淬火后, 其中一部分试样经过 5% 的预拉伸, 然后在 463 K 进行时效处理。

试样经固溶处理后, 用 HAV-10A 型维氏硬度计测试合金的硬度, 每个试样测量 3 次, 载荷为 9.8 N。TEM 组织观察在 H-800 透射电镜上进行。

2 实验结果

图 1 为合金 463 K 等温时效硬化曲线。可见, 未经预变形和经预变形合金的等温时效硬化曲线明

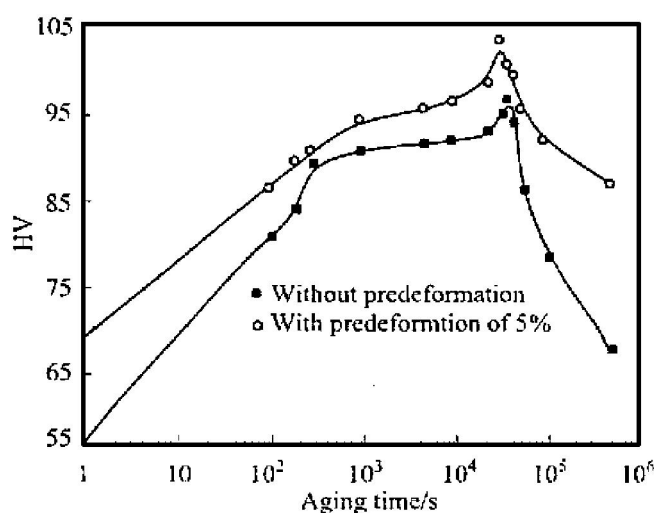


图 1 463 K 等温时效硬化曲线

Fig. 1 Isothermal age-hardening curves at 463 K

显不同。未经预变形合金的等温时效硬化曲线具有双阶段时效硬化特点, 合金在 300 s 到达第 1 阶段硬化峰值, 随着时效的进行, 时效曲线趋于平缓, 时效至 42 ks 到达第 2 阶段硬化峰值, 继续时效, 合金硬度随时效时间延长而下降; 而经预变形的合金的等温时效曲线第 1 阶段硬化不显著, 但与未经预变形合金的等温时效硬化曲线相比, 合金的硬度增加并且时效硬化峰提前。

图 2 是未经预变形合金时效 42 ks 的 TEM 显微组织照片和衍射花样。图 3 所示是经预变形合金时效 42 ks 的显微组织, 可以看到预变形合金中 S 相的长轴长度比未经预变形合金中 S 相的短, 而且数量更多。

① [基金项目] 国家重点基础研究发展规划资助项目(G1999064907)

[收稿日期] 2000- 08- 07; [修订日期] 2001- 01- 02

[作者简介] 谷亦杰(1972-), 男, 博士研究生。

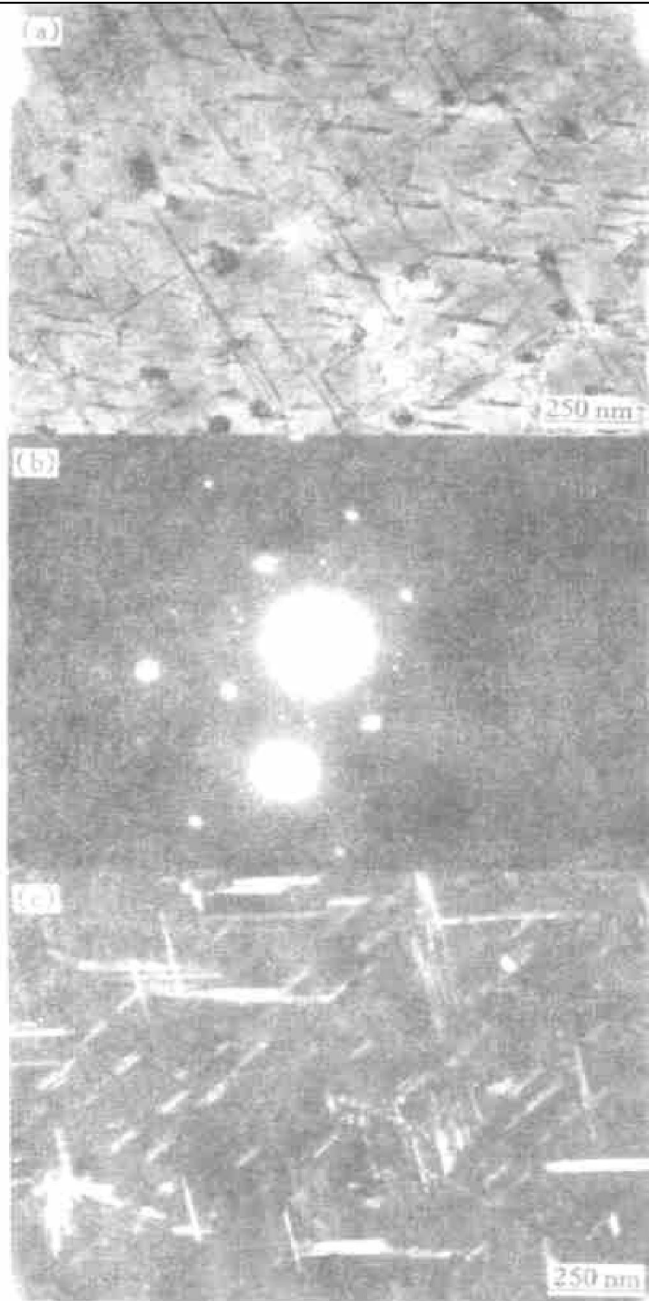


图 2 未经预变形合金时效 42 ks 的 TEM 显微组织照片和衍射花样

Fig. 2 Microstructures of specimen without pre-deformation aged for 42 ks

(a) —Bright field image; (b) —SAD pattern of $[100]_{\text{Al}}$;
(c) —S phase in dark field image

3 分析与讨论

对于大多数 Al-Cu-Mg 合金, 时效硬化曲线上都存在双阶段硬化特征, 一般认为第 1 阶段硬化来自于 GP 区, 第 2 阶段硬化来自于 GP 区, S' 和 S 相的共同作用, 随后的软化则是由于 S 相的长大和 GP 区的回溶^[4,5]。GP 区由 Cu 和 Mg 原子组成^[6], 由于 Mg 与空位的结合能为 0.19 eV^[7], Mg 与 Cu 的 $\Delta H^\ominus$ 为 $-15 \sim -20 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ^[8], 因此在合金基

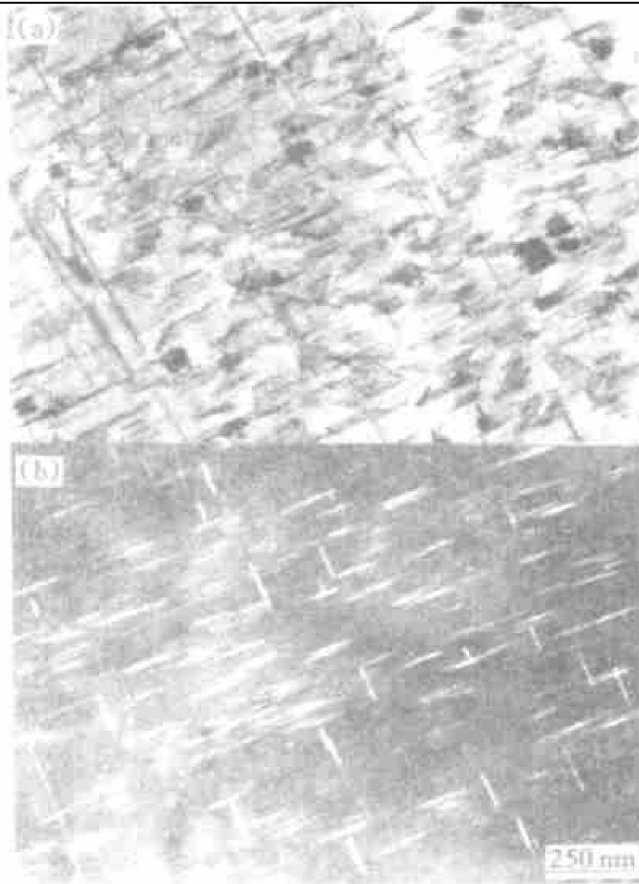


图 3 经预变形合金时效 42 ks 的显微组织

Fig. 3 Microstructures of specimen with pre-deformation aged for 42 ks

(a) —Bright field image; (b) —S phase in dark field image

体上形成大量的 Mg-Cu-V (V 代表空位), 通过 Mg-Cu-V 扩散形成 GP 区。由于人工时效时位错极容易作为空位的陷阱, 通过预变形可以引入位错, 位错数目的增加使扩散到位错的空位数目增加, 而使参与沉淀析出 GP 区的空位数目减少, 因此在合金基体中 GP 区数目减少。在合金的第 1 硬化阶段, 与未经过预变形的合金相比, 经预变形合金的硬化趋势减小。

$S(S')$ 相一般在位错处形核^[9], 预变形引入的位错给 $S(S')$ 相提供了有效的形核位置, 从而 $S(S')$ 相的形核数目增加。一般来说, 预变形不会明显影响材料的体扩散, 而是通过引入位错提供管道扩散, 从而影响材料的时效沉淀动力学^[10]。根据这一理论, 预变形增加的位错将提供管道扩散从而使 $S(S')$ 相生长速度增加。比较图 2(c) 与图 3(b) 发现经预变形后 $S(S')$ 相的尺寸有所减少, 说明由于 $S(S')$ 相形核数目增加导致合金溶质原子浓度下降抵消了由于预变形使得 $S(S')$ 相生长速度的增加。在合金的第 2 硬化阶段, 与未经过预变形的合金相比, 预变形合金的峰值更高, 合金峰值硬度的增加来自于 S 相数目增加和尺寸细化。

Radmilovic^[11]认为 GP 区或 GP2 区是 S 相的预结构, GP 区可以转变为 S 相。通过实验可以看到预变形抑制 GP 区的析出, 而加速 S 相的析出, 因此, 有理由认为不是所有的 S 相都由 GP 区转变而成, S 相也可以直接在固溶体中形成。

[REFERENCES]

- [1] Sun D L, Yang D Z, Hong Y, et al. Effect of prior cold deformation on aging behavior of Al-2.73 wt pct Li alloy [A]. Proc of the 8th ICSMA [C]. Tampere, Finland, 1988. 591– 596.
- [2] Matsuda K, Tada S. Effect of predeformation and excess silicon contents on precipitation in Al-Mg + 2Si alloys [A]. Proc of the 4th ICAA [C]. Atlanta, 1994. 605– 611.
- [3] Ringer S P, Muddle B C, Polmear I L. Effects of cold work on precipitation in Al-Cu-Mg-(Ag) and Al-Cu-Li-(Mg-Ag) alloys [J]. Metall Trans A, 1995, 26A: 1659 – 1671.
- [4] Wilson R N, Forsyth P J E. Effect of additions 1% iron and 1% nickel on the age-hardening of an aluminium-2.5% copper-1.2% magnesium alloy [J]. J Inst Metals, 1966, 94: 8– 13.
- [5] Silcock J M. The structural aging characteristics of Al-Cu-Mg alloys with copper: magnesium weight ratios of 7: 1 and 2.2: 1 [J]. J Inst Metals, 1960– 61: 89, 203 – 210.
- [6] Welpmann K, Peters M, Sanders T H Jr. Age hardening behavior of DTD XXXA [A]. Al-Li Alloy III [C]. London, UK, 1986. 524– 529.
- [7] Perry A J, Entwistle E M. Transient effects in impure Al-Cu alloys during the early stages of aging [J]. Phil Mag, 1968, 18: 1085.
- [8] Niessen A K, de Boer F R, Boom R, et al. Model predictions for the enthalpy of formation of transition metal alloys- II [J]. Calphad, 1983, 7: 51– 57.
- [9] Sen N, West D R F. Some phase precipitates generally nucleate on dislocations [J]. J Inst Metals, 1969, 97: 87 – 92.
- [10] Allen R M, Vander Sande J B. The oriented growth of precipitates on dislocations in Al-Zn-Mg—part II. A model [J]. Acta metall, 1980, 28: 1197.
- [11] Radmilovic V, Thomas G, Shiflet G J, et al. On the nucleation and growth of Al₂CuMg (S-prime) in Al-Li-Cu-Mg and Al-Cu-Mg alloys [J]. Script Metall, 1989, 23: 1141– 1146.

Effect of pre-deformation on microstructures of Al-Cu-Mg alloy aged at 463 K

GU Yijie^{1,2}, CHEN Rong¹, ZHANG Yong-gang¹, HUANG Zheng¹, CHEN Chang-qi¹

(1. Department of Materials Science and Engineering,

Beijing University of Aeronautics and Astronautics, Beijing 100083, P. R. China;

2. Department of Materials Science and Engineering,

Shandong University of Science and Technology, Tai'an 271019, P. R. China)

[Abstract] The effect of pre-deformation on the microstructures of Al-3.75% Cu-2.02% Mg (mass fraction) alloy was studied. The results show that the peak hardness of pre-deformation sample is increased because of quantity increase and refinement of S phase. Moreover, because the dislocation generated by pre-deformation can act as the traps for vacancies, the number of GP zones is reduced for pre-deformation sample and hardening effect of the first stage is reduced.

[Key words] Al-Cu-Mg alloy; pre-deformation; vacancy

(编辑 杨 兵)