

LY12 合金在拉伸变形中的微观结构^①

伍尚华

(中山大学材料所, 广州 510275)

卢宜

(瑞典皇家工学院)

摘要

利用透射电子显微镜观察了不同时效处理的 LY12 铝合金经各拉伸变形度后的亚结构。对于自然时效及 190℃ 人工时效的合金, 随变形度增大, 亚结构由长、直的位错线变成短、弯的位错线, 形成位错条带及位错密度大幅度提高, 造成应力—应变曲线上加工硬化率低及屈服强度提高的特征。而 350℃ 过时效的合金, 随变形度增大, 在第二相 (δ) 周围形成位错环, 并与基体位错交互作用, 形成位错塞积及高密度位错, 造成应力—应变曲线上加工硬化率高、屈服强度低的特征。

关键词: 时效 脱溶 亚结构 位错塞积

铝合金广泛地应用于国民经济各个领域。LY12 铝合金是 Al-Cu-Mg 合金系中强度最高, 应用最广泛的一类合金。对该合金的研究一般多着眼于最终的宏观性能, 尚未见有形变过程中微观结构变化的报道; 而实际上, 金属的变形与断裂过程主要是由微观组织的变化来控制的, 研究其微观组织变化有十分重要的意义。

1 实验方法

所用材料的化学成分 (wt.-%) 为: Cu: 4.16, Mg: 1.64, Mn: 0.9, Fe: 0.5, Si: 0.5, 余为 Al。

将经过压力加工的材料制成 d 10 mm 的五倍标准试样。试样在盐溶炉中加热到 495 ± 30 °C, 保温 40 min, 水淬, 然后按三种制度进行时效处理: A: 250 °C 自然时效 48 h; B: 190 °C 人工时效 8 h; C: 350 °C 人工时效 5 h。

在 Instron 电子拉伸试验机上进行静拉伸试验, 用纵向引伸仪测伸长速度, 加载速率为 1 mm/min, 各试样经过不同的变形后卸载, 线切割成 0.3 mm 薄片, 再经机械减薄, 在 5%

高氯酸酒精溶液中双喷穿孔, 制成透射薄膜试样。最后, 在 JEM-200CX 电镜上进行观察。工作电压为 160 kV。

2 结果与讨论

2.1 合金的应力—应变曲线

图 1 给出了不同时效状态下, 合金拉伸的典型真应力—真应变曲线。A、B 两状态的合金屈服强度较高, 但加工硬化率较低, C 状

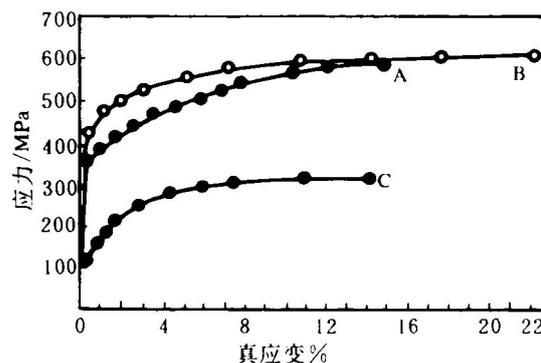


图 1 LY12 合金在不同时效状态下变形时的应力—应变曲线

A—自然时效; B—人工时效; C—过时效

① 收稿日期: 1993 年 6 月 16 日

态的合金屈服强度很低,但加工硬化率很高。

2.2 时效铝合金的显微结构

2.2.1 250℃自然时效

图2(a)为自然时效后未经任何变形的TEM照片。可以观察到大量的蛇线位错及可见棒状析出物 $Al_2Cu_2Mn_3$ 。

图2(b)是变形度为0.2%时的位错形貌,由于变形小,位错线比较长、直,沿 $[101]$ 方向平行排列(经电子衍射试验确定,下同),滑移距离较大,因为这时变形小,只有一个单滑移系被激活,所以位错运动的阻力也小。

变形达到0.8%时,位错开始变短、弯曲,位错线上出现拖线尖点,如图2(c)所示,同时可以观察到基体位错与蛇线位错间的交互作用。

继续变形,变形度为1.5%时,位错发生

显著变化,如图2(d)示。这时蛇线位错基本消失,位错沿一定方向拉长,形成位错条带。还可以发现:条带内有许多位错环,位错上的割阶及拖线尖点均较严重。

当变形增大到6.1%时,位错密度已很高,位错线细而短,已不易分清单个位错。到断裂时,位错缠结很严重。

2.2.2 190℃人工时效

190℃人工时效时,合金基体上出现板条状第二相 S' (Al_2CuMg)^[2],同时基体上仍分布大量的蛇线位错,如图3示。

在小变形度下,位错线较长,且呈单线状。另外,基体中的运动位错与 S' 相具有一定的交互作用,但无位错塞积现象。

随变形度增大,位错密度逐渐增大。蛇线位错逐渐消失,位错沿一定方向形成条带。

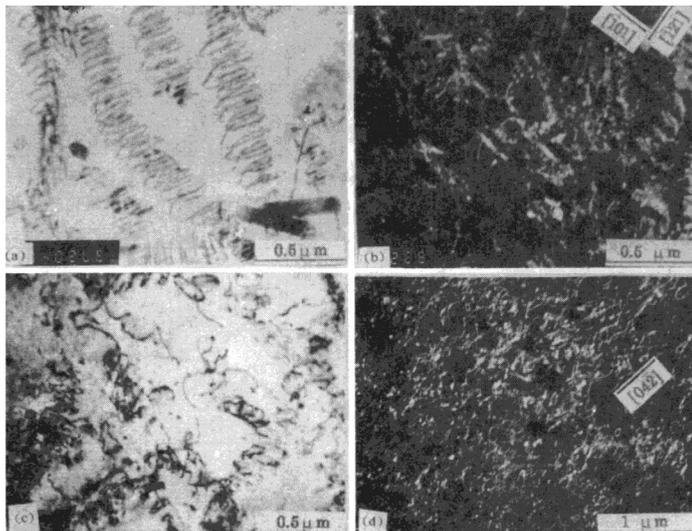


图2 室温自然时效合金的显微结构

(a) — $\epsilon = 0$; (b) — $\epsilon = 0.2\%$; (c) — $\epsilon = 0.8\%$; (d) — $\epsilon = 1.5\%$

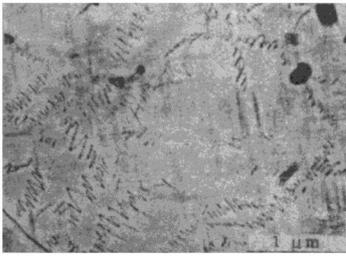


图3 190℃时效合金的显微结构, $\varepsilon=0$

接近断裂时,位错缠结相当严重。

2.2.3 350℃人工时效

高温时效(过时效)时,合金基体上出现稳定的第二相S相(Al_2CuMg)^[2],S相与基体界面变得十分清晰,如图4(a)示。

TEM观察表明:大约在0.2%的变形下,位错被开动,变形度达0.8%时,第二相周围开始有位错塞积。这些位错多由位错环组成,如图4(b)示;这些位错环是为了协调第二相与基体的变形而产生的。观察还表明:基体位错与第二相周围的位错有强烈的交互作用,如图4(c)示。

至断裂时,第二相周围的位错缠结已相当严重。

2.3 讨论

一般地认为,Al-Cu-Mg的LY12合金的脱溶顺序是:固溶体→GP区→ S' (Al_2CuMg)→S(Al_2CuMg)^[2],对于自然时效的合金,其基体上均匀分布着GP区。GP区是溶质原子在母相晶格上局部区域的偏聚。由于溶质原子与溶剂原子的半径不同,在GP区周围会形成一个内应变场。当位错运动遇到GP区时,它可以切过GP区,这时内应变场与位错应变场有交互作用,从而阻碍位错运动。

当合金处于人工时效状态时,基体上出现S'相。S'相与基体保持半共格关系,它造成的晶格畸变比GP区大,内应变场阻碍位错运动

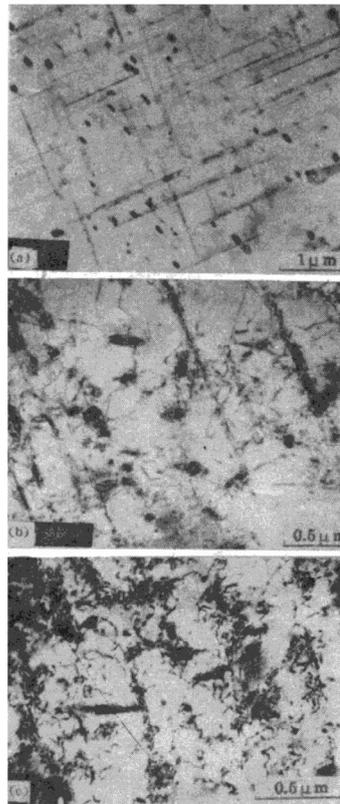


图4 350℃时效合金的显微结构

(a) - $\varepsilon=0$; (b) - $\varepsilon=0.8\%$; (c) - $\varepsilon=0.8\%$

的作用也增大。另外,由于 S' 相具有独立的面心立方正交结构^[3],它不同于基体的晶体结构,所以位错切过 S' 相时还要消耗能量,这种能量的消耗可能来源于以下几个方面:(1)位错切过 S' 时,界面增加所引起的化学硬化;(2)层错能差异所引起的层错能强化;(3)模量差异所引起的模量强化,所以位错切过 S'

所消耗的能量较切过单纯的 GP 区要大,反映在应力—应变曲线上的屈服强度要高一些。

提高时效温度,在过时效状态下,第二相(S)会聚集、长大,并与基体失去共格关系,成为一种独立的相结构,此时位错遇到第二相时,不能切过它,只能绕过,根据 Orewan^[4]屈服强度与第二相属性无关,只取决于第二相的尺寸及分布,屈服应力反比于第二相粒子间距,因此屈服应力很低。当位错绕过第二相粒子时,第二相粒子周围就连续地产生位错环,形成位错塞积。这些位错环与 S 相有相互作用;同时,它还阻碍了滑移面的进一步滑移,结果是在变形的早期阶段加工硬化率很高。

3 结 论

(1) 对自然时效及 190℃人工时效状态的

合金,在拉伸变形时,随变形度增大,位错线变弯、短,形成位错条带,位错密度增大,形成应力—应变曲线上加工硬化率低,屈服强度高的特点。

(2) 在 350℃过时效状态下,第二相(S)在基体上析出,变形增加时,在第二相周围形成位错环;位错塞积及高密度位错缠结;形成应力—应变曲线上屈服应力低,加工硬化率高的特征。

参考文献

- 1 Hantefeuille L *et al.* Scripta Met, 1988, 22, 1383.
- 2 Mazzimi S G *et al.* Scripta Met Mater, 1991, 25, 1987.
- 3 Polmear I J. Light Alloys, Edward Arnold Ltd, 1981, 31.
- 4 Honeycombe R W K. The Plastic Deformation of Metals, Edward Arnold Ltd, 1984, 18.