

文章编号: 1004-0609(1999)03-0546-06

2090 铝锂合金 T_1 相的强化作用 及微量 Ce 的影响^①

赵志龙 李晓玲 徐磊 韩栋 陈铮
(西北工业大学 机械系, 西安 710072)

摘 要: 利用 TEM 技术观察和分析了 2090 和 2090+Ce 两种合金中, 位错与 T_1 相之间的交互作用行为, 发现 T_1 相与位错间的交互作用是一种切过和绕过的混合型; 并利用脱溶相强化理论建立了相关的物理模型。实算结果表明, 在 190 °C 时效 3~48 h, T_1 相的强化作用约占总的临界剪切应力 (CRSS) 的 30%~60%, 其强化作用随时效时间的延续而增强, 但过时效后增强作用平缓。2090 和 2090+Ce 两种合金对比结果表明, 在欠时效时, 两合金中 T_1 相的强化作用没有多大差异, 而过时效状态下, 含 Ce 合金中 T_1 相的强化作用略大于前者, 在仅考虑切过机制的情况下这种倾向尤为明显。欠时效时两合金基体强化作用约相差 3.2 MPa, 而过时效时两合金基体的强化作用约相差 8.7 MPa 左右。

关键词: 铝锂合金; T_1 (Al_2CuLi) 相; 强化作用

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

2090 铝锂合金是 Al-Li-Cu 系脱溶强化型高强铝锂合金。在 Al-Li 二元合金中加入 Cu 元素可改变合金的沉淀序列, 时效时在合金中产生富 Cu 的二元相 θ (Al_2Cu) 以及三元相 T_1 (Al_2CuLi), 这两种相与 δ 相一起复合沉淀 (COPrecipitation) 起到复合强化的作用。由于 2090 铝锂合金中, θ 相数量少而且 δ 相常在 θ/α (Al 基) 界面优先形核并外延生长, 因此合金的强化作用主要来自于 δ 和 T_1 相的沉淀强化。有关球状 δ' 相的强化作用已有许多研究工作^[1~3], 但关于 T_1 相强化作用的研究却寥寥无几。

Saifort 和 Guyot 对 $\text{Al-2.7\%Li-1.9\%Cu}$ 进行了研究^[4], 结果表明 δ 相的粗化速率在二元和三元合金中无明显差异, 支配 δ 相强化作用的主要参数似乎在两合金中没有变化。因此 T_1 相与位错交互作用形式, 对于合金宏观性

能有着重要的影响。该文作者还推测片状 T_1 相在变形时作为不可切过的障碍物, 位错以绕过方式通过。由于 T_1 相促使位错以绕过方式通过 δ 相, 因此 T_1 相对合金屈服强度起支配性的作用。Huang 等采用回溶热处理 (Reversion heat treatment) 的方法研究了 T_1 相在 Al-Li-Cu 合金中强化的贡献问题^[5], 经弱束观察发现在 T_1 相稀疏的地方位错密度较低, 这表明 T_1 相是主要的位错钉扎源, 因此认为化学强化和 Orowan 机制是 T_1 相可能的两种强化机制。Howe 利用 HRTEM (high-resolution transmission electron microscopy) 方法对 Al-2Li-1Cu 合金中片状沉淀相 T_1 相的变形行为进行了观察^[6], 发现 T_1 相能够被位错切截, 因而认为 T_1 相具有与切过机制有关的强化机制, 如由于切过时 α/T_1 界面的增加而造成的化学

① 收稿日期: 1998-05-03; 修回日期: 1998-10-19 赵志龙(1964-), 男, 讲师, 博士研究生

强化。有序作用导致的反向畴界以及由于 T_1 相与基体晶格常数的差而带来的共格应力, 都能对 T_1 相的强化作用作出贡献。综上可见直至目前对 T_1 相与位错间的交互作用形式还不甚清楚, 更谈不上对 T_1 相的强化贡献主机制有统一认识了。

微量稀土元素 Ce 的加入, 可给 2090 铝锂合金带来显著的增塑效应。除了稀土 Ce 对再结晶的抑制以及对分层韧、强化的促进作用是该效应的可能机制, 微量 Ce 对精细组织及其内强化(Interior strengthening) 的影响作用也不能忽视^[7]。本文的目的就在于要在微观精细组织分析的基础上探求其与宏观性能间的内在联系。

1 实验

实验中所使用的 2090 和 2090+ Ce 两合金的化学成分见表 1。实验材料是采用铸冶法获取, 铸锭经均匀化后锻制开坯, 后经热轧、温轧至 2 mm 厚板材。沿轧制方向截取标准拉伸试样, 试样经 532 ℃, 30 min 固溶处理, 4% 的预拉伸, 然后在 190 ℃下时效 3~ 48 h。在电子拉伸机上, 获取不同时效条件试样的 $\sigma_{0.2}$ 。 T_1 相的体积分数是根据 TEM 的记录结果实算获得。透射电镜观测试样制备过程中, 所采用的电解液为 25% 硝酸甲醇, 并采用液氮冷却。位错组态的观察所采用的电子显微镜为 JEM-200CX, 加速电压 160 kV。

表 1 实验材料化学成分(%)

Table 1 Composition of experimental materials(%)

Alloys	Cu	Li	Zr	Ti	Ce	Mg	Al
2090	2. 59	2. 31	0. 10	0. 06	—	0. 14	Bal.
2090+ Ce	2. 68	2. 35	0. 09	0. 06	0. 06	0. 18	Bal.

2 实验结果与分析

由于 T_1 相的惯析面平行于{ 111} 晶面, 因

此 T_1 相具有四个变体^[8]。由图 1 可很清楚地看到 T_1 相的形貌。图 1(a) 中由于电子束向接近 $\langle 111 \rangle$ 方向, 所反映出的是 T_1 相宽面的形貌, 从中可见 T_1 相的宽面是由层错所组成; 图 1(b) 为束向接近 $\langle 112 \rangle$ 的 T_1 相中心暗场像。 T_1 相尺寸如直径 Δ 、厚度 Z 的测量以及体积分数的计算, 都建立在对 $\langle 112 \rangle$ 束向 T_1 相中心暗场像进行大量统计分析的基础之上。

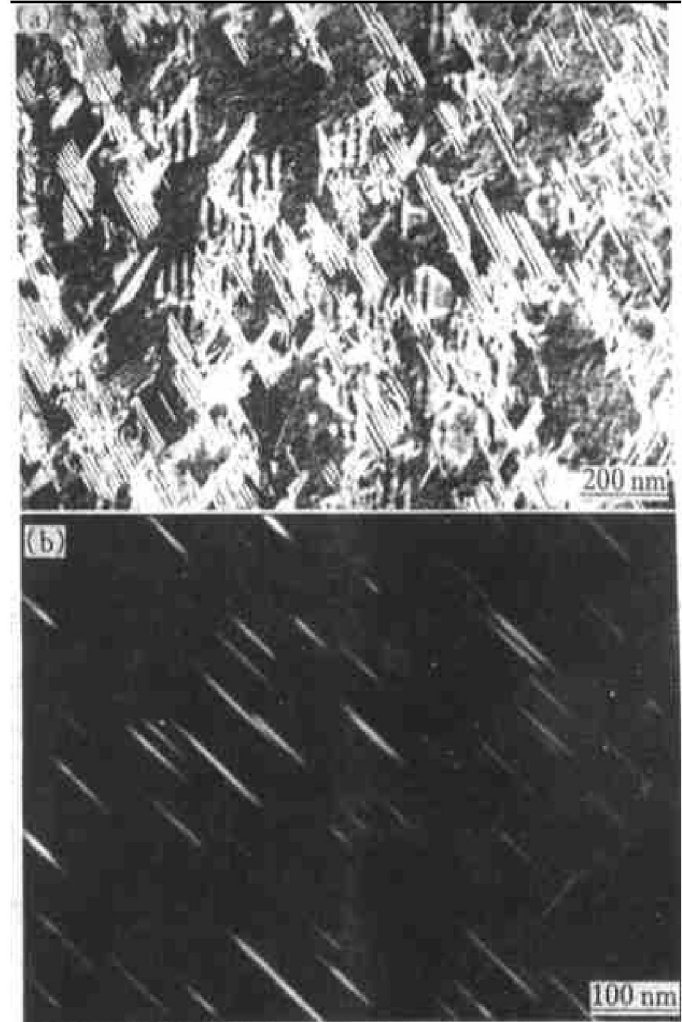


图 1 2090 合金试样经 190 ℃, 3 h 时效后的 T_1 相形貌

Fig. 1 Morphologies of T_1 precipitates come from 2090 sample after aged for 3 h at 190 ℃
(a) —Broad face of T_1 phase, electronic beam near $\langle 111 \rangle$; (b) —Centered dark field of T_1 phase, electronic beam near $\langle 112 \rangle$

图 2(a) 为 T_1 相体积分数 φ_{VT_1} 与刃面面积 $Z \Delta$ 比值的平方根随时效时间的变化情况, 可见 $[\varphi_{VT_1} / Z \Delta]^{1/2}$ 随时效时间的延续而增加。 $[\varphi_{VT_1} / Z \Delta]^{1/2}$ 的倒数表示在某一滑移面上 T_1

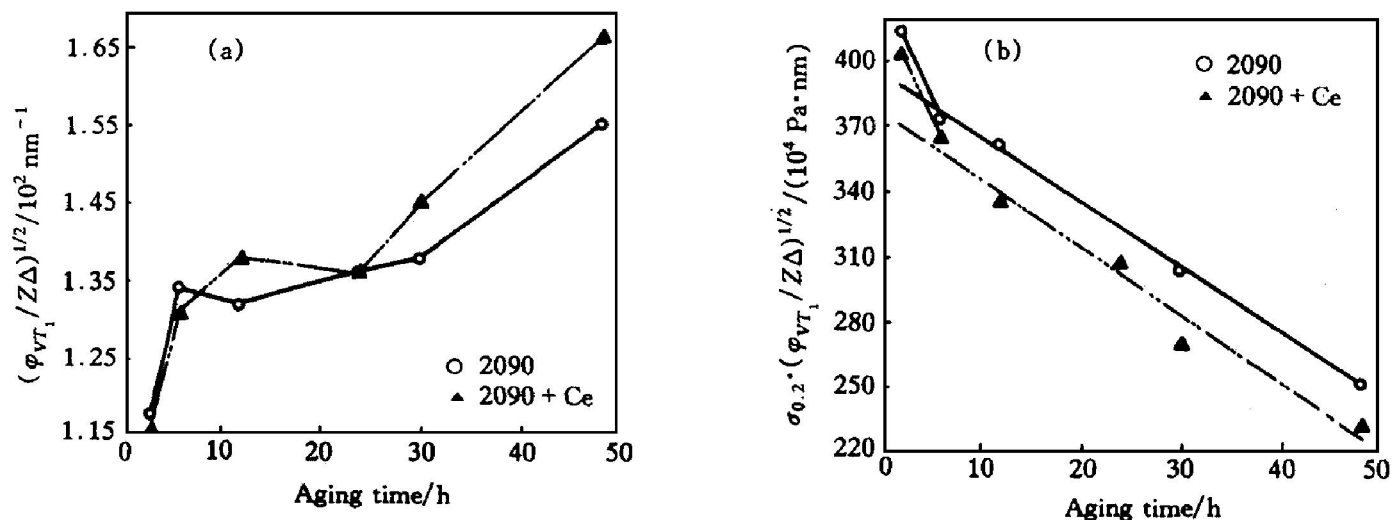


图2 (a) $\left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}}$, (b) $\sigma_{0.2} \cdot \left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}}$, 与时效时间 t 间的关系曲线

Fig. 2 Relationship curves, (a) $\left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}}$ and (b) $\sigma_{0.2} \cdot \left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}}$ as a function of aging time t

相间的有效距离, 因此随时间延续 T_1 相间的有效距离减小。过时效后(时效时间 $t > 6 \text{ h}$), 2090 + Ce 合金的曲线(点划线)略高于 2090 合金(实线), 表明 2090 + Ce 合金中 T_1 相间的有效间距较小。这一点与微量 Ce 对 T_1 相析出的促进作用有关。这势必会造成两合金 T_1 相强化作用的差异。如将两合金不同时效时间试样的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 与 $[\phi_{VT_1} / Z\Delta]^{1/2}$ 相比, 针对时效时间描点并做线性回归, 见图 2(b), 就会发现 $\sigma_{0.2} \cdot [\phi_{VT_1} / Z\Delta]^{1/2}$ 随时效时间的变化明显分为两个阶段, 欠时效($t \leq 6 \text{ h}$)阶段较陡, 而过时效阶段, 线段斜率的绝对值减小; 并且在两个阶段 2090(实线)和 2090 + Ce(点划线)线段斜率基本相等。如设两阶段线段的斜率分别为 $m_1(t \leq 6 \text{ h})$ 和 $m_2(t > 6 \text{ h})$, 实算结果 $m_1 \approx -13.1$, $m_2 \approx -2.9$ 。这样如令 $y = \sigma_{0.2} \cdot [\phi_{VT_1} / Z\Delta]^{1/2}$, 两线段将具有如下关系

$$t \leq 6 \text{ h:}$$

$$y = m_1 t + b_1, y = m_1 t + b'_1 \quad (1)$$

$$t > 6 \text{ h:}$$

$$y = m_2 t + b_2, y = m_2 t + b'_2 \quad (2)$$

式中 b'_1 和 b'_2 代表合金中添加有微量稀土 Ce。

要理解式(1)、式(2)中各常数项的物理含义, 就得从 $\sigma_{0.2}$ 与临界剪切应力 τ_c 以及各强化因素的贡献分析起。如假设多晶合金中各滑移系均可启动, 这样 $\sigma_{0.2}$ 与 τ_c 间具有如下关系

$$\sigma_{0.2} = M \tau_c \quad (3)$$

式中 M 为 Taylor 系数, $M \approx 3$ 。在各强化因素中主要是来自脱溶相和基体的强化作用, 其中片状 T_1 相和球状的 δ' 相为主要的脱溶强化源。如假设各强化因素的贡献为线性叠加关系, 这样 τ_c 可表示为

$$\tau_c = \tau_{cT_1} + \tau_{c\delta'} + \tau_m \quad (4)$$

式中 τ_{cT_1} , $\tau_{c\delta'}$ 和 τ_m 分别来自 T_1 相、 δ' 相以及基体的强化作用。 τ_{cT_1} 和 $\tau_{c\delta'}$ 与相的析出量、相尺度及其位错与相间的交互作用形式有关, 采用相关系数 ζ_1 和 ζ_2 表征。这样某一状态下屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 可表征为

$$\sigma_{0.2} = M \left[\zeta_1 \left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}} + \zeta_2 \left[\frac{\phi_{V\delta'}}{r} \right]^{\frac{1}{2}} \right] + M \tau_c \quad (5)$$

将式(1)、(2)和式(5)结合到一起来考虑, 就会发现实质上 m_1 和 m_2 表征 y 与时间 t 间的相关系数, 即 y 对时间的依赖性, 这种相关性

是随时效时间的延续脱溶相析出量的变化以及相的粗化所造成的相与位错间交互形式的变化有关。如此说来 m_1 和 m_2 实质上是表征脱溶相与位错间交互作用形式的相关系数。因此欠时效和过时效, 两线段(见图 2(b))斜率有较大差异, 表明位错与相间的交互作用形式在两阶段发生了变化, 这一点与位错由切过 δ' 相, 向绕过形式转化有关^[4]。 δ' 相的临界尺寸约为 18~20 nm。2090 和 2090+ Ce 合金在两阶段曲线斜率相等, 说明两者与位错相互间的交互作用形式无质的差异。两合金的主要差异在于式(1)和(2)中后面的常数项, 即 b_1 (或 b'_1) 和 b_2 (或 b'_2)。该常数项为与时效时间无关的量, 对照式(5)可以看出, 该项与基体的强化作用有关。基体的强化作用一方面来自于晶界, 与晶粒形状及尺寸有关; 另一方面来自溶质的固溶强化, 其中 Cu 原子对固溶强化的影响大于 Li 原子。实验证明每增加 1% Cu(摩尔分数)固溶强化增加 14.2~15.0 MPa, 而每增加 1% Li(摩尔分数)仅增加 0.82 MPa^[9]。以这样的思路实算可以获得 2090 和 2090+ Ce 两合金基体强化作用的差值。欠时效的差值约为 3.2 MPa, 过时效的差值约为 8.7 MPa。为什么过时效时两合金基体的强化作用具有较大的差异, 这主要是因为微量 Ce 的加入对 T_1 相的析出的促进作用(见图 2(a)), 减少了基体中 Cu 原子的含量, 因而使基体弱化。

图 3(a) 和(b) 显示位错与 T_1 相交互作用情况。图 3(a) 显示欠时效情况, 此时位错以切过的方式通过 δ' 相, 由于 δ' 相为超点阵结构, 因此位错成对出现; 观察中发现在有一些较长的平直位错存在的同时, 大量地存在着一些较短的弯曲位错, 尤其在 T_1 相聚集的区域。图 3(a) 中的箭头所示为 T_1 相与位错交互作用的情况, 可以观察到位错切过 T_1 相, 但又不是单一切过, 因为此时位错具有较大的弯曲角, 因此位错线张力具有较大的作用。图 3(b) 为过时效情况, 位错以绕过的方式通过 δ' 相。虽然此时有大量 Orowan 环存在, 但仍可观察到位错切过 T_1 相。因此可以得到这样的结论,

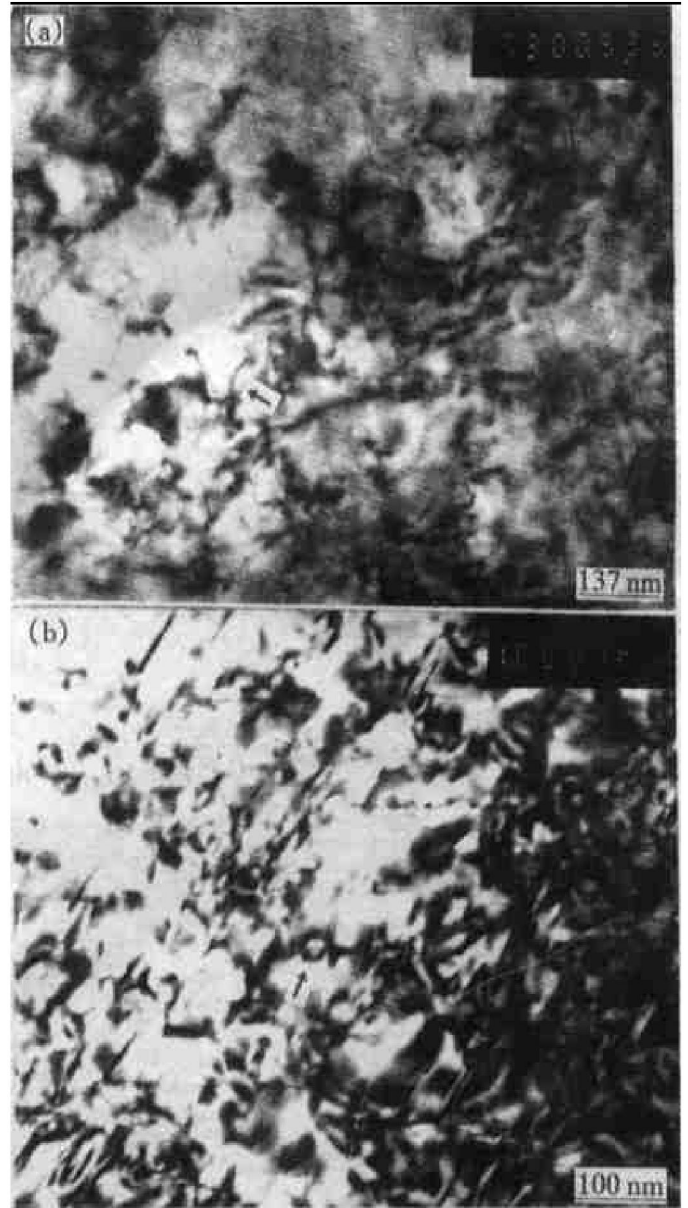


图 3 T_1 相与位错的交互作用

Fig. 3 Interaction between dislocation and T_1 precipitates

- (a) —Bright field of 2090+ Ce sample aged 190 °C, 6 h;
(b) —Bright field of 2090+ Ce sample aged 190 °C, 12 h

位错与 T_1 相间的交互作用形式为切过和绕过的混合型。下面着重 T_1 相强化作用的理论计算。遗憾的是现有强化理论往往是将切过和绕过形式截然分开。

在所有有关切过机制的理论模型中, 由于 T_1 相刃边的半共格性以及较大的长厚比, 因此位错切过刃边造成界面能的增加是位错运动能量的重要消耗源。再加上可利用的参量较多, 因此在这里有关切过机制的计算中只考虑化学强化作用。根据 Ardell 脱溶相强化理论的

最新版本^[10], 化学强化作用的表达式为

$$\tau_{ch} = \left[\frac{4 \gamma_i^3 b}{L_s^2 \Gamma} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

式中 γ_i 为 T_1 相刃界面能; b 为柏氏矢量; Γ 为位错线张力; L_s 为 $\frac{1}{\sqrt{n_s}}$, n_s 则为滑移面单位面积上所切截的 T_1 相数目, 且

$$n_s = \frac{3 \phi_{VT_1}}{4Z\Delta} \quad (7)$$

$$\Gamma = 2.026 \frac{Mb^2}{4\pi} \ln \frac{R}{r_0} \quad (8)$$

式中 M 为 $\{111\}$ 面基体的剪切模量, 取 $M = 30 \text{ GN/m}^2$; r_0 和 R 分别为螺型位错的内、外半径, 取 $r_0 = 2b$, $R = 0.84 \sqrt{Z\Delta}$ ^[5]; 取柏氏矢量 $b = 0.2864 \text{ nm}$ 。

T_1 相宽面的界面能约为 $0.149 \sim 0.209 \text{ J/m}^2$ 之间, 考虑到 Δ/Z 比值约在 $10 \sim 20$ 之间, 最后取 $\gamma_i = 2.71 \text{ J/m}^2$ 。结合式(6), (7)和(8)实算得到的 τ_{ch} 如图4所示。从中可见过时效时含 Ce 合金的化学强化作用(点划线)略有增强, 这一点与含 Ce 合金中 T_1 相析出量略有增加有关。

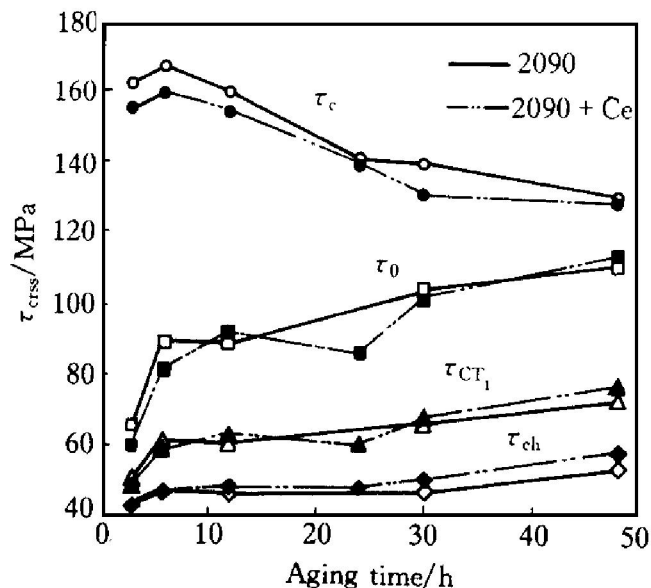


图4 两合金临界剪切应力 τ_{crss} 及 T_1 相强化贡献的理论分析

Fig. 4 Critical resolved shear stress of two alloys and theoretical calculation of strengthening contribution of T_1 precipitates

Orowan 形式经推演所得到的表达式形式

为

$$\tau_0 = \frac{Gb \times 0.81}{2\pi(1-\nu)^{1/2}} \cdot \left[\frac{\phi_{VT_1}}{Z\Delta} \right]^{\frac{1}{2}} \cdot \frac{\ln(\Delta/\pi b)}{1.23 \sqrt{\phi_{VT_1}}} \quad (9)$$

式中 ν 为柏松比, 取 $\nu = 0.339$ 。根据式(9)实算结果示于图4中。此时除欠时效 2090 合金(实线)的 τ_0 略有增加外, 两合金的强化作用无大的差异。

淬火状态基体的强化作用约为 54 MPa , 时效过程中随脱溶相的析出基体的强化作用约下降 $10 \sim 20 \text{ MPa}$, 再考虑到 δ' 相强化作用约在 $30 \sim 55 \text{ MPa}$ 左右, 这样 τ_0 的计算结果显然有些偏高。考虑到位错与 T_1 相交互作用的观察结果以及 T_1 相贡献的合理范围, T_1 相的强化作用 τ_{cT_1} 应该为

$$\tau_{cT_1} = \eta_1 \tau_{ch} + \eta_2 \tau_0 \quad (10)$$

式中 η_1 和 η_2 为修正系数, $\eta_1 + \eta_2 = 1$ 。根据实验结果的对比以及和文献[5]回溶实验结果的对比来看, $\eta_1 = 2/3$, $\eta_2 = 1/3$ 为好。 τ_{cT_1} 的计算结果也示于图4中。从中可见 T_1 相的强化作用随时效时间的延续作用增强, 欠时效时由于 T_1 相析出量的急剧增加, 强化作用增加较快; 过时效时 T_1 相强化作用增加平缓。计算结果表明 T_1 相的强化贡献约在 $30\% \sim 60\%$ 之间。

3 结论

(1) 位错与 T_1 相间的交互作用形式为切过和绕过的混合型。化学强化是 T_1 相的重要强化手段;

(2) 在 190°C 时效 $3 \sim 48 \text{ h}$ 内, T_1 相的强化贡献约占总的临界剪切应力的 $30\% \sim 60\%$ 。随时效时间的延续 T_1 相的强化作用有所增强。欠时效时, 增强速率较快; 而过时效时, 增强速率平缓;

(3) 过时效时, 微量稀土 Ce 使 T_1 相的强化作用略有增强, 尤其在仅考虑切过机制时;

两合金中 T_1 相与位错间的交互作用行为无质的差异;

(4) 由于微量 Ce 具有促进 T_1 相析出的作用, 因此造成基体强化作用的弱化; 在欠时效时两合金基体强度约相差 3.2 MPa, 而过时效时两合金基体强度约相差 8.7 MPa 左右。

REFERENCES

- 1 Huang J C and Ardell A J. Acta Metal, 1988, 36(11): 2995.
- 2 Jensrud O. International Conference on Al-Li 3rd, London, 1986, 411.
- 3 Schlesier C and Nembach E. Acta Metal Mater, 1995, 43(11): 3983.
- 4 Sainfort P and Guyot P. Inter Conference on Al-Li 3rd, London, 1986, 420.
- 5 Huang J C and Ardell A J. Journal De Physique, 1987, C3: 373.
- 6 Howe J M, Lee J and Vasudevan A K. Metal Trans, 1988, 19A(12): 2911.
- 7 Chen Z and He M. Trans Nonferrous Met Soc China, 1992, 2(2): 76.
- 8 Tosten M H, Vasudevan A K and Howell P R. Metall Trans, 1988, 19A(1): 51.
- 9 Hughes D D and Robertson W D, Acta Metall, 1960, 8(2): 156.
- 10 Ardell A J. Metall Trans, 1985, 16A(12): 2131.

Strengthening effect of T_1 precipitates and influence of minor cerium in 2090 Al-Li alloys

Zhao Zhilong, Li Xiaoling, Xu Lei, Han Dong, Chen Zheng
*Department of Mechanics, Northwestern Polytechnic University,
Xi'an 710072, P. R. China*

Abstract: The behavior of interaction between dislocation and T_1 -phase was observed and analyzed by means of TEM technique. The observing results show that the interaction between dislocation and T_1 -phase is a mixture-type of cutting and around mechanism, and the physical model are established by theory of precipitates strengthening. The results of calculation illustrate that the contribution of T_1 -phase is about 30% ~ 60% to the total critical resolved shear stress (CRSS), and that the strengthening effects of T_1 -phase in 2090 and 2090+ minor Ce alloys are little different at under-aged condition, but the strengthening effect of T_1 precipitates in alloy containing cerium is less bigger than that of 2090 not containing cerium under over-aged condition, especially the cutting mechanism is only considered. The difference between strengthening effect of matrix in two alloys is about 3.2 MPa under-aged and 8.7 MPa or so under over-aged condition.

Key words: Al-Li alloy; T_1 (Al₂CuLi)-phase; strengthening effect

(编辑 黄劲松)