

鋁-鎂合金的高溫變形機構*

王其閔 王遂福

(中国科学院)

竇仲偉 郭懋端

(浙江大学)

(上海科技大学)

提 要

用变温变速的拉伸试验,研究了 Al-3% Mg 和 Al-6% Mg 合金的高温变形行为,求得各温度下的激活能、激活体积和频率因子等。证明在 250—400°C 温度范围内,铝-镁合金变形机构可能是带割阶的螺位错作非保守性运动,变形方程为

$$\dot{\epsilon} = Nl_j b^2 z A v \exp \left\{ - \frac{(\Delta H_s - l_j b^2 \tau)}{kT} \right\}.$$

然后计算得到两种合金在不同温度下的割阶间距 l_j , 运动位错密度 $\rho = Nl_j$, 割阶密度 N 以及位错速度等数值。

一、引 言

Dorn^[1] 总结了很多蠕变试验的结果,得到蠕变速 $\dot{\epsilon}$ 与温度 T 、应力 σ 的关系是

$$\dot{\epsilon} = e^{-\frac{\Delta H_c}{kT}} \phi(\sigma), \quad (1)$$

其中 ΔH_c 是蠕变激活能, k 是玻尔兹曼常数;而

$$\phi(\sigma) \begin{cases} A e^{B\sigma} & \text{对于高应力 } B\sigma \geq 1.4, \\ A' \sigma^n & \text{对于低应力 } B\sigma \leq 1.4, \end{cases} \quad (2)$$

这里 B 和 n 是常数。

Weertman^[2,3] 从位错攀移理论出发,处理了以位错攀移机构控制的高温蠕变过程,得到蠕变速与温度、应力的关系是

$$\dot{\epsilon} = c \frac{\sigma^n}{kT} \exp \left(- \frac{\Delta H_s}{kT} \right), \quad (3)$$

ΔH_s 是自扩散激活能, c 是常数。对于纯金属 $n = 4-5$, 对于合金 $n = 3-4$ ^[4]。纯铝的试验结果得到^[5], 在低应力时, $\log \dot{\epsilon} T \exp \frac{\Delta H_s}{kT}$ 对 $\log \sigma$ 是直线关系,符合 Weertman 的位错攀移机构控制的蠕变方程(3)式。但是,在高应力下,蠕变速增加很快,不符合位错攀移机构控制的蠕变方程(3)式。Mott^[6] 指出,以位错攀移机构进行的蠕变,其蠕变速比试验结果小得很多的原因,可能是应力降低激活能的缘故。他提出,带割阶的螺型位错的

* 1963 年 12 月 23 日收到; 1964 年 2 月 26 日收到修改稿; 1965 年 2 月 19 日收到第二次修改稿。

运动,可能是高温高应力下的蠕变机构. 由此机构可得

$$\dot{\epsilon} = v \left(\frac{b}{d} \right) \exp \left\{ - \frac{(\Delta H_s - l_i b^2 \tau)}{kT} \right\}, \quad (4)$$

l_i 是螺位错上的割阶间距; b 是柏氏向量; d 是滑移面间距; v 是振动频率; τ 是有效外加切应力.

另一方面, Hirsch 与 Warrington^[7] 从拉伸试验并根据割阶硬化理论^[8], 研究了 Al 和 Cu 的高温流变应力后认为, 螺位错上的割阶可以扩展, 因此不能沿位错线作保守性运动. 在较低温度时, 借弹性应力之助, 位错拖着一串缺陷前进, 此时流变应力是 τ_1 , 除了弹性模量或一串缺陷的自由能随温度变化之外, 它是与温度无关的. 在高温, 由于热涨落位错每前进一步所产生的点缺陷立即跳离割阶, 此时流变应力 τ_2 有很强的温度依赖性. 这样, Hirsch-Warrington 就说明了, 在 0.5 熔点以上的温度时, 流变应力随温度的升高而迅速下降的原因. 应用 Friedel 的分析^[9], 得到带割阶的螺位错运动的变形方程是

$$\dot{\epsilon} = N l_i b^2 z A v \exp \left\{ - \frac{(\Delta H_s - v \tau_2)}{kT} \right\}, \quad (5)$$

N 是割阶密度, z 是配位数, A 是包括激活熵的项, v 是激活体积.

我们现在应用变温变速的拉伸试验, 研究了 Al-3% Mg 和 Al-6% Mg 合金在 200°C—400°C 的变形行为. 求出了变形激活能, 激活体积和频率因子等; 然后计算得到割阶间距, 位错密度和割阶密度等数据.

二、試驗方法

拉伸试验是在改装的德意志民主共和国莱比锡 VEB 型 2.5 吨万能材料试验机上进行的, 负荷和伸长值分别由应力盘和夹在标距间的引伸计上的百分表读出. 然后按下式计算真应变

$$\int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \left(\frac{l_0 + \Delta l}{l_0} \right) = \ln (1 + \delta),$$

δ 是通常所用的延伸率, 再画成真应力-真应变曲线. 应力误差小于 0.5 公斤/毫米², 应变误差小于 0.05%.

试样约为一毫米厚的板材, 标距内宽度为 7 毫米左右, 均匀截面段长 100 毫米, 取 30 毫米为标距, 安装引伸计. 为了变温迅速, 采用直接通电加热, 用两根细约 0.2 毫米的镍-铬-镍铝热电偶分别进行温度的测量和控制, 热电偶点焊在试样中央的上下约 5 毫米处. 曾对这样的加热条件下的温度均匀带、温度测量和控制情况进行过鉴定. 在标距 30 毫米内, 在 400°C 时, 温度波动是 $\pm 4^\circ\text{C}$; 在低温, 例如 200°C, 温度波动就很小, 只有 $\pm 1^\circ\text{C}$. 温度控制是用我们自己设计并制造的快速电子温度控制器控制, 温度控制和测量误差不大于 $\pm 1^\circ\text{C}$.

变温变速试验的主要要求是变温或变速迅速, 这样才可以保持变温或变速前后的结构相同. 由于我们是采用直接通电加热, 因此变温很迅速, 可以在两秒之内完成. 先降低负荷, 再变温, 然后再继续拉伸. 变速是以人工手摇进行的. 预先测好变形速度, 然后在每次试验时, 以停表测量应变速度. 变速时先降低负荷, 然后再调整手摇的快慢, 因此变

速也可在两秒左右完成。

所用合金的化学成分，如表 1 所示。试样在 $315 \pm 2^\circ\text{C}$ 退火半小时后空冷，金相检验退火后试样的晶粒度均匀，为单相 α 固溶体。

表 1

化学成分(%)	Mg	Mn	Si	Fe	Cu	Zn	Be	Ti
Al-3Mg	3.35	0.45	0.61	0.37	0.035	0.076	—	—
Al-6Mg	6.30	0.60	0.22	0.22	0.035	0.133	0.013	0.045

三、試驗結果及分析討論

图 1(a),(b) 是 Al-3Mg 合金在 200°C 时，变温和变速试验所得到的真应力-真应变曲线；图 1(c),(d) 是 Al-6Mg 合金在 400°C 变温和变速的试验结果。由图 1 可以求出不同应变下的 $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_\epsilon$ 和 $\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T$ 值。求 $\Delta \sigma$ 的方法如下：取降温或增速时试验曲线上与弹性直线部分偏离 0.2% 应变时的应力为变温或变速后的应力，如图 1 中所示，即取变温或变速后 c 点的应力与变温或变速前 a 点的应力之差为 $\Delta \sigma$ 。这样求出的两种合金，在 200°C ， 250°C ， 300°C ， 350°C ， 400°C 不同应变下的 $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_\epsilon$ 和 $\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T$ 值绘于图 2 中。图 2 是两个试样所得的结果。可以看出，在应变大于 4—5% 以后，各温度下的

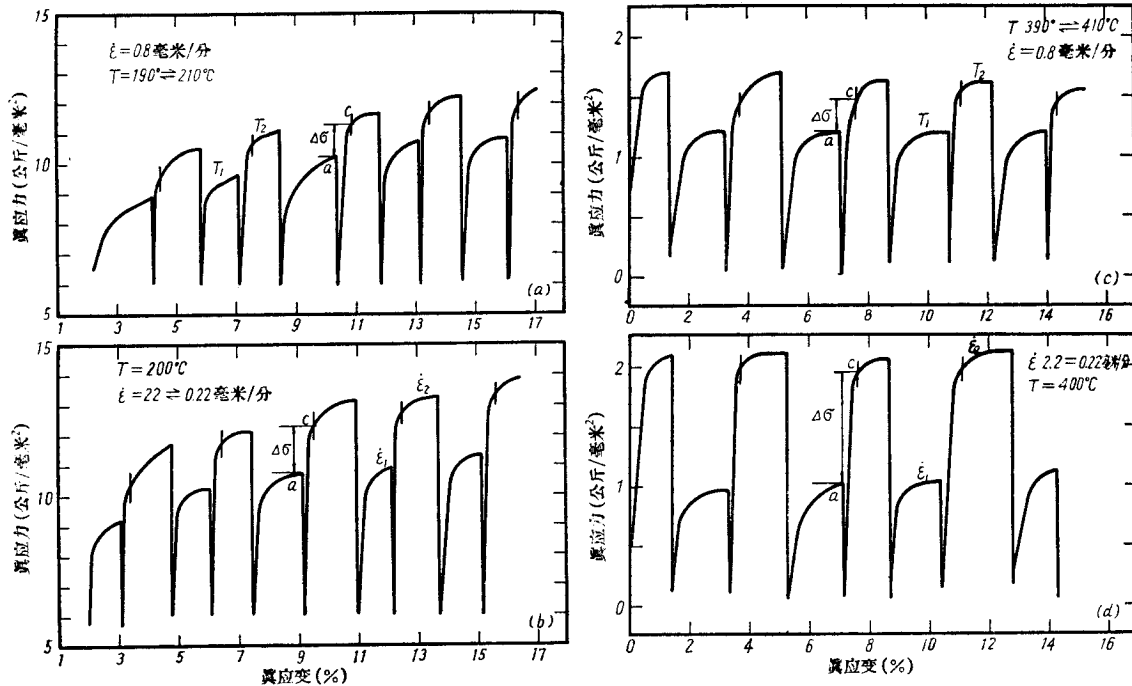


图 1 Al-3%Mg 合金的变温 (a) 和变速 (b) 的试验曲线；
Al-6%Mg 合金变温 (c) 和变速 (d) 的试验曲线

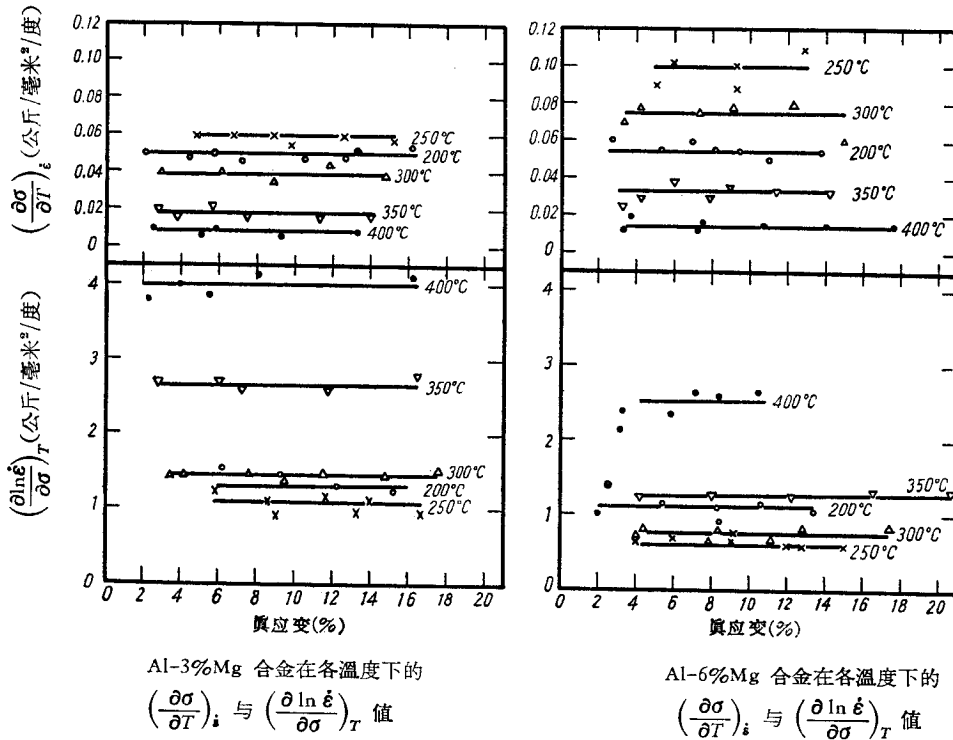


图 2

$(\frac{\partial \sigma}{\partial T})_i$ 和 $(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma})_T$ 值基本上与应变无关。取 4% 应变以后的 $(\frac{\partial \sigma}{\partial T})_i$ 和 $(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma})_T$ 的平均值, 列于表 2 第 2 和第 3 行。

1. 变形激活能 根据 Conrad, Wiedersich^[10] 工作, 当变形方程式是(5)式, 而变形激活能是应力和温度的函数时, 由热力学可以得到拉伸试验的激活能是

$$\Delta H = -RT^2 \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \tau} \right)_T \left[\left(\frac{\partial \tau}{\partial T} \right)_i - \frac{\tau_G}{G} \frac{dG}{dT} \right], \quad (6)$$

τ_G 是长程应力, G 是切模量。我们取 $\tau_G = 0$, 然后把各温度下所求得的 $(\frac{\partial \sigma}{\partial T})_i$ 和

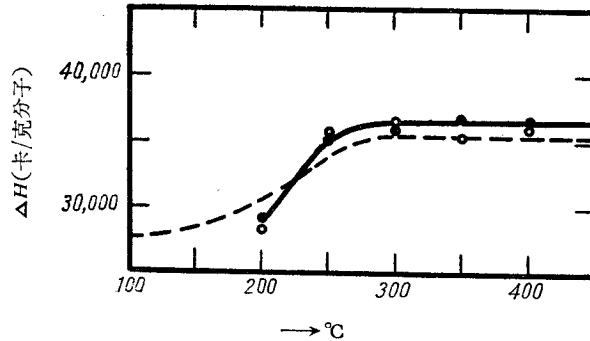


图 3 激活能与温度的关系

表 2

合金种类	Al-3%Mg					Al-6%Mg				
	200	250	300	350	400	200	250	300	350	400
1 温度 (°C)										
2 $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T}\right)_\epsilon$ (公斤/毫米 ² ·度)	0.05	0.06	0.038	0.018	0.0095	0.056	0.10	0.075	0.034	0.016
3 $\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T$ (毫米 ² /公斤)	1.30	1.08	1.45	2.65	3.9	1.12	0.65	0.75	1.35	2.52
4 激活能 ΔH (卡/克分子)	29,000	35,200	36,000	36,800	36,800	28,000	35,600	36,600	35,200	36,200
5 激活体积 v (厘米 ³)	1.78×10^{-21}	1.59×10^{-21}	2.34×10^{-21}	4.66×10^{-21}	7.4×10^{-21}	1.48×10^{-21}	8.9×10^{-22}	1.22×10^{-21}	2.37×10^{-21}	4.94×10^{-21}
6 $l_j = \frac{v}{\dot{\epsilon}}$ (厘米)		1.94×10^{-6}	2.85×10^{-6}	5.69×10^{-6}	9.01×10^{-6}	—	1.09×10^{-6}	1.49×10^{-6}	2.89×10^{-6}	6.03×10^{-6}
7 $\ln f$	—	26.10	23.88	19.98	17.20	—	26.25	24.50	20.90	19.30
8 f (秒 ⁻¹)	—	2.24×10^{11}	2.4×10^{10}	4.95×10^8	3.02×10^7	—	2.51×10^{11}	4.26×10^{10}	1.23×10^9	2.44×10^8
9 $\rho = N/l_j$ (厘米 ⁻⁹)	—	2.48×10^{11}	2.67×10^{10}	5.5×10^8	3.36×10^7	—	2.79×10^{11}	4.74×10^{10}	1.37×10^9	2.71×10^8
10 N (厘米 ⁻⁹)	—	1.28×10^{17}	9.36×10^{15}	9.7×10^{18}	3.72×10^{12}	—	2.56×10^{17}	3.18×10^{16}	4.74×10^{14}	4.5×10^{13}
11 v (厘米/秒)	—	6.3×10^{-8}	5.84×10^{-7}	2.83×10^{-5}	4.64×10^{-4}	—	5.58×10^{-8}	3.29×10^{-7}	1.14×10^{-5}	5.75×10^{-5}

$\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T$ 值代入(6)式,取 $\tau = \frac{\sigma}{2}$, 可以求出各温度下的变形激活能 ΔH . 试验结果列于表 2 第 4 行. 两种合金的激活能和温度的关系示于图 3. 在图 3 中,同时画上了 Dorn^[5] 用变温法由蠕变试验得到的纯铝的蠕变激活能和温度的关系. 可以看出,在 250°C 以上激活能近似与温度无关,对两种合金都大约等于 36,500 卡/克分子. 根据纯铝的结果^[5],在 250°C 以下,激活能的降低是由于变形机构的改变. 在 250°C 以下的变形机构可能是螺旋位错交滑移,因此我们以后的分析都限于 250°C 以上的试验结果.

2. 激活体积 ν 和割阶间距 l_i 根据(5)式,以切应力 τ 对 $\ln \dot{\epsilon}$ 微分,同时假定 $\tau = \frac{\sigma}{2}$ ^[11],则得到激活体积

$$\nu = 2kT \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T. \quad (7)$$

把各温度下的 $\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma}\right)_T$ 值代入(7)式,可以求得激活体积 ν , 列在表 2 第 5 行. 随着温度的升高,激活体积增大. 若假定

$$\nu = \nu_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right), \quad (8)$$

则画 $\log \nu$ 对 $\frac{1}{T}$ 的曲线,应得到一条直线.

试验结果如图 4 所示. 在 250°C 以上两种合金的试验, ν 值基本上都满足(8)式. 由图 4 直线的斜率,可以求出 Q . 对于两种合金 Q 值相同,都等于 8000 ± 1000 卡/克分子.

按照(4)式,激活体积应是

$$\nu = l_i b^2. \quad (9)$$

由晶格常数可以求出,Al-3% Mg 和 Al-6% Mg 合金的柏氏向量分别是 2.8646×10^{-8} 和 2.8654×10^{-8} 厘米^[12]. 由(9)式,就可以计算各温度下的割阶间距 l_i 值,列于表 2 第 6 行. 随着温度的升高割阶间距增大,当温度由 250°C 增至 400°C 时,对于 Al-3% Mg 合金,割阶间距由 96 个原子间距增至 445 个原子间距;对于 Al-6% Mg 合金,由 54 增至 300 个原子间距. 在相同温度下,Al-6% Mg 合金的 l_i 值比 Al-3% Mg 合金的 l_i 值小,合金元素增加时使割阶间距减小.

3. 频率因子 f 和位错密度 ρ 按照 Conrad^[11] 的工作,频率因子 f 可由变温及变速试验得到

$$\ln f = -T \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \tau}\right) \left(\frac{\partial \tau^*}{\partial T}\right) + \ln \dot{\epsilon}, \quad (10)$$

其中 $\tau^* = \tau - \tau_G$, 由于现在假定 $\tau_G = 0$, 同时如以 $\tau = \frac{\sigma}{2}$ 代入,则

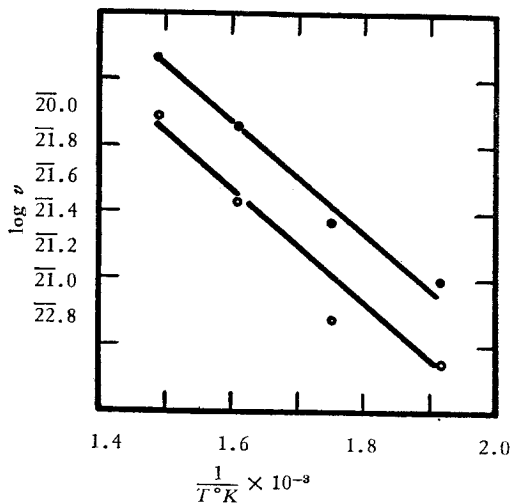


图 4 $\log \nu$ 与 $\frac{1}{T}$ 的关系
($\Delta H = 8000 \pm 1000$ 卡/克分子)

$$\ln f = -T \left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right) \left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right) + \ln \dot{\epsilon}. \quad (11)$$

由(11)式利用变温及变速所得到的 $\left(\frac{\partial \sigma}{\partial T} \right)_\dot{\epsilon}$ 和 $\left(\frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma} \right)_T$, 可以求得 $\ln f$ 及频率因子 f . 计算所得结果, 列于表 2 第 7 行和 8 行. 若假定 $z = 11$, $A = 10$, $\nu = 10^{13}$ 秒⁻¹ 以及 $b = 2.865 \times 10^{-8}$ 厘米, 代入 (5) 式, 因 $f = N l_i b^2 z A \nu$, 则可以求得运动螺位错的密度 $\rho (\rho = N l_i)$, 列于表 2 第 9 行. 随着温度的升高, 位错密度减少, 对于 Al-3% Mg 合金, 在 250°C 的位错密度是 2.5×10^{11} 厘米⁻², 到 400°C 时降至 3.4×10^7 厘米⁻²; 对于 Al-6% Mg 合金, 在 250°C 位错密度是 2.8×10^{11} 厘米⁻², 到 400°C 时降至 2.7×10^8 厘米⁻². 在相同温度下, Al-6% Mg 合金的位错密度比 Al-3% Mg 合金中高, 合金元素含量增加时位错密度增加, 这个位错密度范围也是合理的.

4. 割阶密度 由所求得的位错密度 ρ 和由激活体积求得的割阶间距 l_i , 因 $N = \frac{\rho}{l_i}$, 可以计算出割阶密度 N , 结果列于表 2 第 10 行. 在 250—400°C 之间, Al-3% Mg 合金的割阶密度是 1.3×10^{17} — 3.7×10^{12} 厘米⁻³ 之间, Al-6% Mg 合金的割阶密度是在 2.6×10^{17} — 4.5×10^{13} 厘米⁻³ 之间. 割阶密度随温度的升高也是降低, 在相同温度下, 合金元素含量愈大时割阶密度也愈大. 由(5), (8)和(9)式, 可以得到控制割阶密度与温度关系的激活能是 $(\Delta H_i + Q - \nu\tau)$.

由此, Q 可能是形成割阶的能量. 按照理论估计, 割阶的形成能 $W_i = 0.1 G b^2 d$. 由于铝合金是高层错能的金属, 取扩展宽度 $d = b$. 如以 $G = 2500$ 公斤/毫米², $b = 2.865 \times 10^{-8}$ 厘米, 则 $W_i = 0.36$ 电子伏. 试验求得的 $Q = 8000$ 卡/克分子, 相当于 0.35 电子伏, 这与理论估计值非常相合.

5. 位错速度 (5)式可以改写为^[13]

$$\dot{\epsilon} = \rho b V, \quad (12)$$

其中 V 是位错速度

$$V = b A z \nu \exp \left\{ - \frac{(\Delta H_i - \nu\tau)}{kT} \right\}. \quad (13)$$

(13)式表示位错速度是与几率 $\exp \left\{ - \frac{(\Delta H_i - \nu\tau)}{kT} \right\}$ 成正比; 也就是说, 位错速度是决定于自扩散激活能减去应力所作的功. 如以 $\dot{\epsilon} = 4.45 \times 10^{-1}$ 秒⁻¹ (即相当于 0.8 毫米/分), 则可由位错密度计算位错速度, 或者由 (13) 式计算, 所得结果列于表 2 第 11 行. 对于 Al-3% Mg 合金位错速度是在 6.3×10^{-8} — 4.6×10^{-4} 厘米/秒之间; 对于 Al-6% Mg 合金位错速度是在 5.6×10^{-8} — 5.7×10^{-5} 厘米/秒之间. 在相同温度下, Al-6% Mg 合金中的位错速度比 Al-3% Mg 合金中慢, 合金元素增加时是减慢位错速度.

参 考 文 献

- [1] Dorn, J. E., Creep and Fracture of Metals at High Temperatures, Nat. Phys. Lab. (1954), 89.
- [2] Weertman, J., *J. Appl. Phys.*, **26** (1955), 1213.
- [3] Weertman, J., *ibid.*, **28** (1957), 1185.
- [4] Dorn, J. E., *J. Mech. and Phys. Solids*, **3** (1955), 85.
- [5] Sherby, O., Lytton, J. and Dorn, J. E., *Acta Met.*, **5** (1957), 219.

- [6] Mott, N. F., Creep and Fracture of Metals at High Temperatures, Nat. Phys. Lab. (1954), 21.
 [7] Hirsch, P. B. and Warrington, D. H., *Phil. Mag.*, **66** (1961), 735.
 [8] Mott, N. F., *Trans. AIME*, **218** (1960), 962.
 [9] Friedel, J., *Phil. Mag.*, **46** (1955), 1169.
 [10] Conrad, H. and Wiedersich, H., *Acta Met.*, **8** (1960), 128.
 [11] Conrad, H., Iron and Its Dilute Solid Solutions (1963), 315.
 [12] Parker, E. R. and Hazlett, T. H., Relation of Properties to Microstructure (1953), 30.
 [13] Gilman, J. J. and Johnston, W. G., *J. Appl. Phys.*, **30** (1959), 129; **31** (1960), 687.

MECHANISM OF HIGH-TEMPERATURE DEFORMATION IN Al-Mg ALLOYS

WANG CHI-MIN WANG ZAI-FO DOU CHUNG-WEI

KUO MOU-DUAN

(*Academia Sinica*)

(*Chekiang University*) (*Shanghai University of Science and Technology*)

ABSTRACT

The high temperature deformation of Al-3% Mg and Al-6% Mg alloys has been investigated by differential tensile tests. The activation energies, activation volumes and frequency factors at different temperatures have been obtained. The controlling deformation mechanism in the temperature range 250—400°C is proved to be possibly due to the non-conservative motion of jogged screw dislocations. The deformation equation is

$$\dot{\epsilon} = Nl_i b^2 z A \nu \exp \left\{ - \frac{(\Delta H_s - l_i b^2 \tau)}{kT} \right\}.$$

Thereafter the jog spacings, dislocation densities, jog densities and dislocation velocities at different temperatures are calculated for both alloys. In the above equation $\dot{\epsilon}$ is the strain rate, b the Burgers vector, Z the coordination number, A the entropy factor, ν an atomic frequency, ΔH_s the self-diffusion coefficient, τ the applied shear stress, k Boltzmann's constant and T the absolute temperature.