

鋁在千周範圍內的位錯內耗*

王業寧 丁垂典 蔣樹聲 王士元

(南京大學物理系)

提 要

用 Marx 方法(頻率為 86kc/s 及 102 kc/s)測量了區熔提純鋁單晶及工業純鋁多晶的內耗振幅依賴關係。鋁單晶在 2000°C 氬氣爐中退火後可測得 Granato-Lücke 型的內耗-振幅曲線。微量冷加工後內耗增大,並使內耗振幅曲線上出現轉折平台(或稱極大值),與鋁在低溫低振幅下測得的結果相似。根據位錯蝕坑的觀察結果,初步認為此轉折平台的出現是與冷加工在晶體中產生的未被釘扎的新位錯有關,並求得轉折平台處內耗的增值與新位錯密度成正比的關係。此外還做了溫度和時效(200—300°C)對內耗振幅曲線的影響,隨著溫度的降低和時效時間的增長,內耗明顯下降。以上的結果我們用推廣的 GL 理論進行了討論。

測量了冷加工對工業純鋁多晶的內耗振幅曲線的影響,基本符合 GL 理論。

一、引 言

內耗測量可以作為研究金屬中位錯性質的一種較靈敏的試驗方法。近年來對於位錯內耗的研究進展甚快,其中以釘扎模型的位錯內耗及低溫 Bordoni 峰兩方面的工作最多。前一種內耗已有 GL 理論^[1,2]較成功地說明了許多實驗事實,但仍存在一些問題。最近有不少人對此理論進行了修正和補充^[3-6],其中以 Rogers^[5]的推廣理論較為詳細和普遍,能夠說明從 GL 理論計算得的振幅無關內耗值與實驗值的巨大偏差,以及鋁在低溫低振幅下出現的特殊內耗振幅依賴關係^[7]。但此理論還有待更多的實驗來驗證。

以往的工作大多集中於面心立方結構金屬,對於體心立方金屬的內耗振幅關係則研究甚少^[8],只有 α -Fe 研究得比較詳細^[9],得到依賴於振幅的直線關係及低振幅和高振幅下的振幅無關部分。Swartz 和 Weertman 提出了一個適用於含較多代位雜質、較少間隙雜質的體心立方金屬的理論^[3],能夠說明 α -Fe 中的大部分實驗結果。但其他體心立方金屬的情況尚需進一步研究。

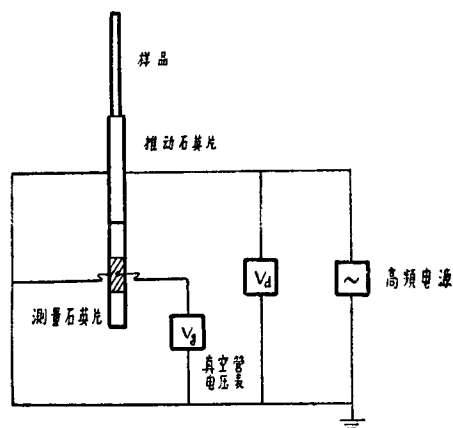
本文用壓電法測量了單晶和多晶鋁的內耗振幅依賴關係,由於純度及處理條件的不同,可以出現兩種振幅依賴關係,並研究了冷加工、溫度及時效對它的影響。根據鋁單晶中位錯蝕坑直接觀察的結果,並結合過去的理論,對實驗結果進行了初步分析。

二、實驗方法及樣品

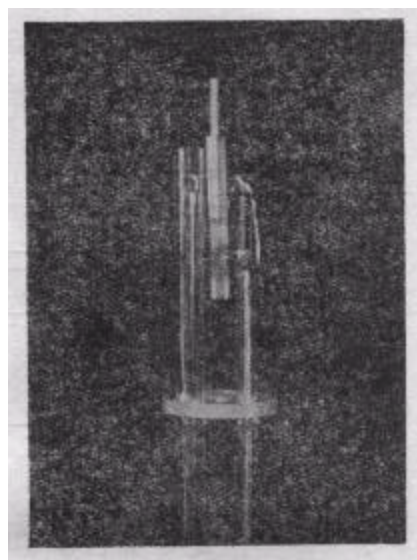
1. 測量儀器

仿照 Marx^[10]裝置了三節組合振子內耗儀。圖 1(a)畫出振動子和線路簡圖,圖 1(b)

* 1963 年 10 月 4 日收到。



(a) 三节組合振子及其线路簡图
(仿照 Marx)



(b) 三节組合振子照片

图1 三节組合振子

为实际組合振子装置的照片。振子由两块固有頻率相同(86kc/s 及 102kc/s 两套)、截面相同(4×4mm²)的 X-18.5° 切型压电石英晶片及其共振基頻相近(±1%)、截面較小(但比石英截面 1/4 大)的样品构成。中央的压电石英借外加交变电压推动,下面的石英晶片用其压电效应测量振动振幅。两块石英都用真空噴鍍銀面作为电极,振动石英片的銀面是全长的,测量石英片的銀面只有全长的 1/3。电极引綫由中央节点点焊引出,它作为振子的支持物。用环氧树脂作为石英和石英、石英和样品間的粘結剂。电源由可調頻高频訊号发生器及放大器組成。用真空管电压表测量电压。

設諧振时加于推动石英片上的电压为 V_d , 测量石英晶片上出現的电压为 V_g , 可計算得样品的內耗和振动应变振幅:

石英的应变振幅为

$$\epsilon_g = \epsilon_d = \left[2.27 \times 10^{-8} \times \frac{C_g + C_m}{C_g} \frac{h}{\omega_g \sin \frac{1}{6} \pi h} \right] V_g = A V_g; \quad (1)$$

样品的应变振幅为

$$\epsilon_s = l_g / l_s \epsilon_g; \quad (2)$$

振子总对数減縮量为

$$\Delta_t = \left[9.85 \times 10^9 \frac{C_g}{C_g + C_m} \frac{b_g \omega_g \sin \frac{1}{6} \pi h}{l_d m_i f_i^2} \right] \frac{V_d}{V_g} = B \frac{V_d}{V_g}; \quad (3)$$

样品对数減縮量为

$$\Delta_s = \frac{m_t \Delta_t - m_q \Delta_q}{m_s};$$

其中 m ——質量; Δ ——对数減縮量; l ——长度; ω ——寬度; b ——厚度; f ——諧振

频率; 下标 d, g, q, s, t 分别代表对应于推动石英、测量石英、石英总体、样品和振子总体的

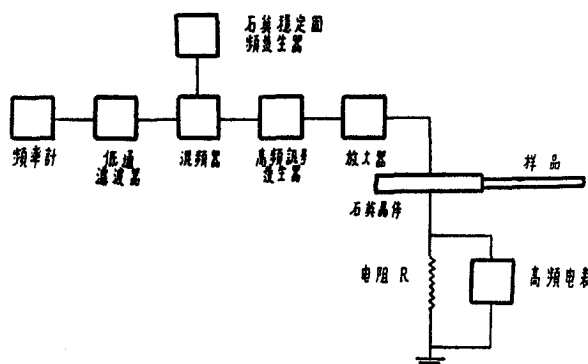


图2 二节组合振子及其线路简图(Quimby法)

的量; h 是谐振频率为共振基频的整数倍数; C_g 为测量石英之等效电容; C_m 为测量 V_g 电表之输入电容。

常数 A, B 用 Quimby^[11] 二节组合振子内耗仪来校正。图2示其线路简图, 当外加信号的频率变化时, 组合振子出现阻抗最大、最小值。测量在电阻 R 上电压降的最大、最小值, 可求得电流 I_+ 、 I_- , 并测出对应的频率 f_+ 、 f_- , 即可计算得内耗的绝对值:

$$\Delta_s = 2\pi \left(1 + \frac{m_d}{m_s}\right) \{(f_+ - f_0)(f_0 - f_-)\}^{1/2} / f_0,$$

其中

$$f_0 = f_+ + \frac{f_- - f_+}{I_+ + I_-} I_+.$$

Quimby 法测量 10^{-3} 以上的内耗是准确的^[12], 我们选用光谱纯铜多晶试样来校正参数。用 Marx 方法测得 $V_d/V_g - V_g$ 曲线(图3外坐标), 用 Quimby 方法测得内耗-电压(振幅)曲线, 利用其振幅无关内耗, 即曲线的水平部分可计算得(3)式中的参数 B , 从而再算出(1)式中的 A , 最后便得到内耗-应变振幅曲线(图3内坐标)。

测量系统(石英及引线等)的能量损耗数量级为 10^{-5} ; 大气背景数量级为 10^{-4} , 与前人的工作^[13]相符。测量得铜多晶的内耗-振幅曲线的形状(图3)及由此绘得的 $\log \Delta_H \epsilon_0 - 1/\epsilon_0$ 曲线(图3左上角)(Δ_H 为振幅有关部分内耗减去振幅无关内耗所得值), 均与前人结果^[14]相似。

低温内耗测量是按 Marx^[15] 特制的杜瓦瓶套在测量系统外, 瓶内装液氮和酒精的混合液, 以得到低温。

测量温度对内耗的影响最好采用 Marx^[15] 在 1953 年改进的装置, 即在压电晶体与样品间增加一根熔融石英棒, 这样仅样品和部分石英棒处于温度变化的区域, 而使压电石英的温度基本不变, 可以消除温度对石英振子的影响。本文所采用的装置比较简单, 测量常温下的内耗振幅依赖关系是足够精确的, 但温度影响的结果定性变化趋势是可靠的, 定量

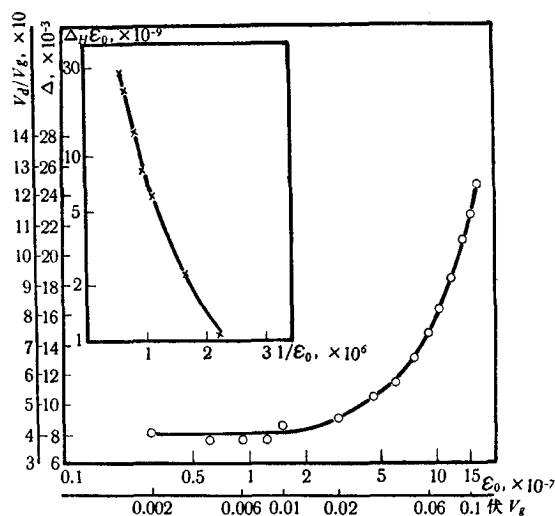


图3 光谱纯铜多晶的内耗振幅曲线

频率=86kc/s

样品处理: 1000℃ 氢气炉中退火三小时后微量冷加工

结果尚待进一步校正。此外, 我们常用的粘結剂是环氧树脂, 在常温下测量性能很好, 当温度变化较大时常易开裂, 特别是在大振幅测量时, 所以若要测量较大温度范围内的内耗, 可改用水玻璃的混合物(或其他)作为粘結剂^[15]。

关于改进的装置在本文完成后已試驗成功, 低温下使用較好的粘結剂是水玻璃, 氟硅酸钾和硫酸鋇的混合物。

2. 样品制备及处理

用二种样品: 一种为电子束区熔提純鉬单晶; 一种为工业純鉬多晶。样品鋸磨成均匀方柱或圓柱形状, 其截面积小于石英截面, 长度选择使其共振基頻在石英共振基頻的 $\pm 1\%$ 內。

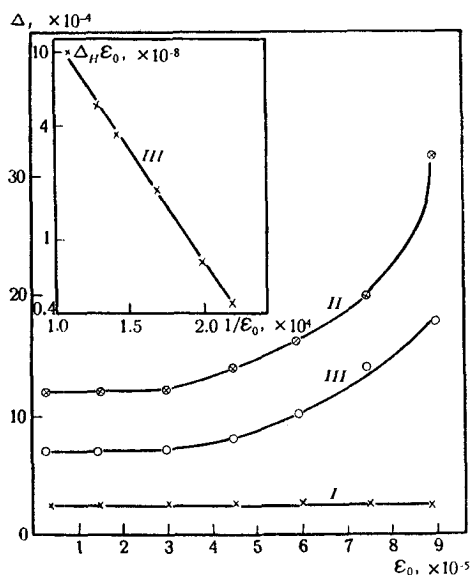
用自制的高温鎢絲炉进行高温去除杂质的退火。炉体是由鎢絲螺旋加热体及双层鉬档板构成, 外加石英管, 通入氩气作保护气氛, 炉温可达 2500°C 。低温退火(1200°C 以下)是在管式硅碳棒炉內进行的。 300°C 以下的时效处理是用硅油作恒温液。

冷加工是用不同的压缩应力加在方柱样品的柱面上作用一定时间, 然后进行内耗测量。

位错密度的测量用浸蚀法。蚀坑的观察是在(100)面上进行的。用甲醇、盐酸、硫酸(30:13:6)的混合液作为抛光腐蚀液, 抛光工作电压是 14—16 伏, 时间为 20 秒左右; 腐蚀工作电压为 3—4 伏, 时间为 4—6 秒。在 1000 倍的显微镜下进行观察, 当位错密度較低时, 直接数出一定面积中的蚀坑数目, 用 20 个不同区域的密度求得平均值; 位错密度高时, 则照象后再数。

三、实验结果

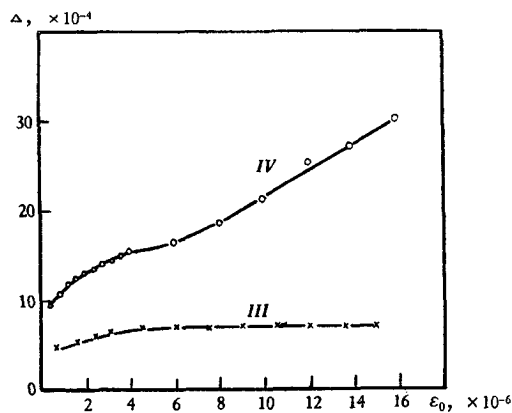
1. 区熔提純鉬单晶的实验



(a)

(1) 内耗振幅曲线

将二次区熔提純的鉬单晶(以下简称 Mo-Zr)进行了内耗测量(频率为 86kc/s), 得到图 4(a)曲线 I(1200°C 退火后测量), 沒有



(b)

图 4 Mo-Zr 单晶的内耗振幅关系

出現振幅效应。然后将单晶放在 2000℃ 的鎢絲氬气炉中退火, 去除間隙杂质, 保温 7.5 小时后緩慢冷却, 再測量內耗得到图 4(a) 曲綫 *II*, 有明显的振幅效应及不可逆現象(图 5)。在室温时效, 內耗逐漸降低, 大約一日內可达穩定值[图 4(a) 曲綫 *III*, 图 4(b) 中曲綫 *III*

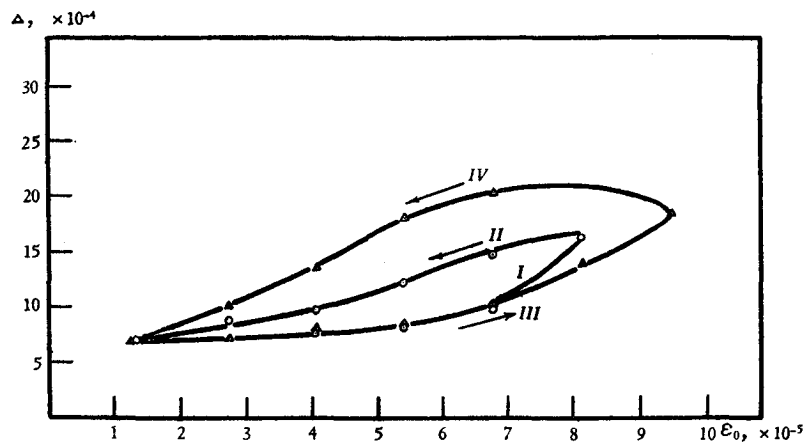


图 5 Mo-Z₁ 单晶的內耗振幅曲綫的不可逆效应

I, II, III, IV 表示測量順序

为图 4(a) 曲綫 *III* 的低振幅部分], 将振幅有关部分內耗減去无关部分內耗, 得出 Δ_H , 画出 $\log \Delta_H \epsilon_0$ 对 $\frac{1}{\epsilon_0}$ 的关系, 得到一条直綫[图 4(a) 左上角, 对应曲綫 *III*].

微量冷加工后測量內耗得到图 4(b) 曲綫 *IV* (低振幅), 有轉折平台(或极大值)出現, 与鉛^[7]在低温的情形相同而与純鉄^[9]的結果不同。重复測量数次, 再現性很好, 曲綫也比较稳定。为了进一步验证此結果, 我們又用另一根区熔提純的鉬单晶(以下簡称 Mo-Z₂)

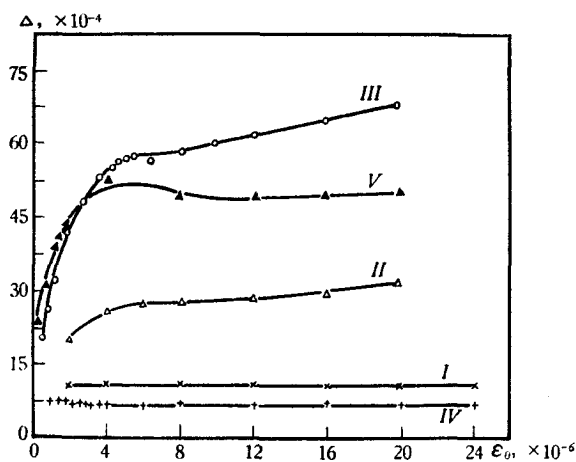


图 6 Mo-Z₂ 的內耗振幅曲綫
頻率 = 86 kc/s

在 1200℃ 退火后測量內耗, 沒有出現振幅效应(图 6 曲綫 *I*)。第一次冷加工(在方柱样品的一組柱面上加压力 3.3 kg/mm²) 后測得曲綫 *II*, 內耗較前提高, 且有轉折平台出現。再次冷加工(在方柱样品的另一組柱面上加压力 3.3 kg/mm²) 后測量得曲綫 *III*, 內耗更加提高, 轉折平台更明显。将样品放在 300℃ 氬气炉中时效 1 小时后, 平台消失, 得到內耗与振幅无关的曲綫 *IV*, 然后再在样品的兩組柱面上依次加压力 3.3 kg/mm² 后, 再測內耗, 轉折平台又再出現(曲綫 *V*)。

此外我們又用另一根区熔提純的鉬单晶(Mo-Z₃) 经过形变后在頻率为 102 kc/s 的一套內耗仪上进行測量, 也得到同样的現象。曾改用水楊酸苯脂作为粘結剂也不影响以上

結果。

以上內耗測量結果說明: 內耗振幅曲線上轉折平台的出現是与冷加工有关的(即使是极少量的冷加工)。而鉬单晶中位错直接观察的結果指出^[6]: 极少量的形变即可在晶体中产生新位错, 在一定腐刻条件下(电压降低)可以显示, 这些新位错的蚀坑与原来的老位错完全不同, 比較小而浅, 很易区分。但在 300°C 时效 1 小时后, 新位错的蚀坑就变得与老位错一样, 因而认为形变引入的新位错开始没有被釘扎, 经过 300°C 时效后始被杂质釘扎, 而內耗振幅曲线上的轉折平台经过 300°C 时效后也完全消失, 故初步认为这一轉折平台的出現是与没有被釘扎的新位错有关。为了进一步验证这一看法, 我们又配合进行了測定內耗与新位错密度間定量关系的实验, 結果如下述。

(2) 內耗与位错密度的关系

将 Mo-Zr 在 1800°C 氩气炉中再退火 3.5 小时, 使位错密度减小, 并进一步去除杂质, 緩慢冷却后进行內耗測量得到图 7 曲线 I, 未测出振幅有关的內耗。同时观察位错蚀坑, 全部为老位错, 将求得的位错密度数值列入表 1 第二行。然后在試样的方柱面上加压 (3 kg/mm², 2 分钟) 后測量內耗得到曲线 II, 內耗升高并出現轉折平台。將轉折处的內耗值減去退火后的內耗值(或称背景內耗), 得到內耗的增值 Δ' 列入表 1 第四行。同时再用蚀坑法求得新位错密度, 將其数值列入表 1 第三行。我們求新位错密度的方法不是直接用显示新位错的腐蝕条件来进行的, 因为这种条件虽然可以区分新老位错, 但对新位错來說不一定能全部显示很清楚, 因而在定量求新位错密度的工作中, 我們仍用显示老位错的腐蝕条件来进行; 即在形变后进行 300°C 的时效(相当于裝飾), 使新位错变成老位错而后求出新老位错的总密度(表 1 第一行), 再減去裝飾前老位错密度, 即可求得新增位错密度。裝飾后內耗振幅曲线又变平(与曲线 I 重合)。如此再逐次加压重复这一实验过程, 得到內耗振幅曲线 III 和 IV(曲线 III 为測定曲线 II 在 300°C 时效后再加压 6 kg/mm², 2 分钟而测得; 曲线 IV 为測定曲线 III 在 300°C 时效后再加压 6 kg/mm², 6 分钟而测得), 并将求得的位错密度数值及內耗的增值列入表 1。从表 1 和图 7 可看出, 当新位错密度为零时, 內耗曲线是平的, 即振幅有关內耗也为零; 当新位错密度相同时, 不管新老位错总密度是多少, 內耗增值几乎完全相同(图 7 曲线 II 和 III 几乎重合); 在第三次冷加工后, 新位错密度較前两次約大四倍, 而內耗增值也大四倍, 因此可以得到冷加工后內耗的增加与新位错密度成正比的关系(图 7 右上角)。

关于新位错引起內耗振幅曲线上轉折平台的机制, 我們用推广的 GL^[5] 理論进行了分析(詳見最后討論部分)。

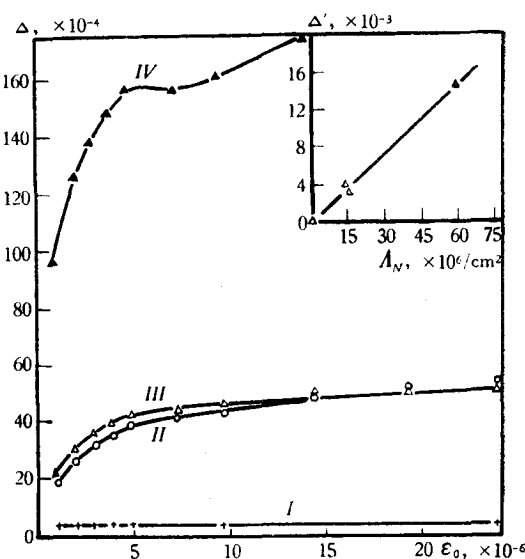


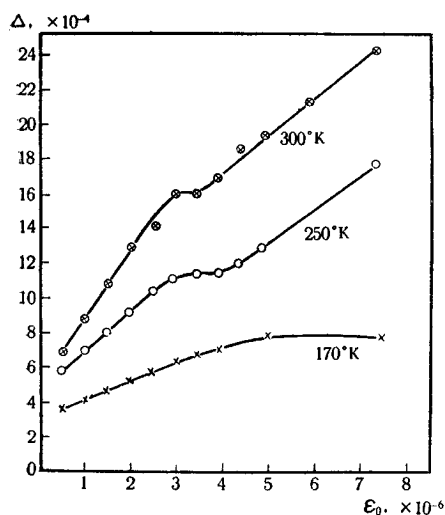
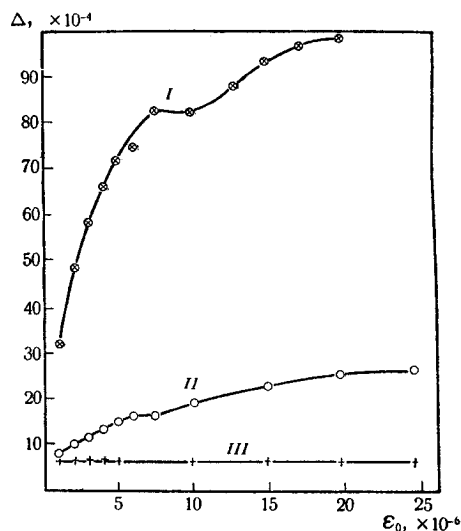
图 7 Mo-Zr 的內耗和位错密度的关系
頻率 = 86kc/s

表 1

	新老位错总密度 Δ_T	新位错密度 Δ_N	转折处内耗的增加 Δ'
1800°C 退火	$8.7 \times 10^5/\text{cm}^2$	0	0
第一次冷加工	$2.5 \times 10^6/\text{cm}^2$	$1.6 \times 10^6/\text{cm}^2$	3.8×10^{-3}
第二次冷加工	$4.0 \times 10^6/\text{cm}^2$	$1.5 \times 10^6/\text{cm}^2$	3.9×10^{-3}
第三次冷加工	$10.0 \times 10^6/\text{cm}^2$	$6.0 \times 10^6/\text{cm}^2$	15×10^{-3}

(3) 温度的影响

测量了 Mo-Z₁ 试样在不同温度下(室温—170°K)的内耗振幅曲线如图 8 所示。随着温度的降低内耗值也下降,且转折点的位置向高振幅方面移动,与铝在 62—271°K 范围内的变化相似^[7]。

图 8 温度对 Mo-Z₁ 单晶内耗振幅曲线的影响
频率 = 86kc/s图 9 200°C 时效对 Mo-Z₂ 单晶内耗振幅曲线的影响
频率 = 86kc/s

(4) 时效的影响

将形变后的 Mo-Z₂ 样品放在 200°C 油槽中保温不同时间测量得图 9 曲线 I (0 分)、II (30 分)、III (90 分), 内耗值逐渐降低, 转折点的位置向低振幅方面移动。

另一次 250°C 时效的结果也完全相似(图略)。

2. 工业纯铝多晶的实验结果——内耗振幅曲线及不同冷加工量的影响

将工业纯铝多晶的试样 (Mo-C₁) 放在 2200°C 的钨丝氩气炉中退火 4 小时后进行内耗测量, 频率为 102 kc/s, 如图 10 曲线 I, 尚未测出振幅效应。可能因为样品中杂质较多, 虽经高温退火, 去除杂质, 位错上钉点仍较密之故。因此, 我们采用形变的方法使位错脱钉, 并引入新位错, 结果测出了振幅有关的内耗。如图 10 曲线 II, III, IV 和 V 为逐次增加形变应力后测得的。随着形变应力的增加(锯磨, 7, 14, 21kg/mm²), 内耗也增大, 对应的 $\log \Delta_H \epsilon_0 - \frac{1}{\epsilon_0}$ 曲线(图 11, 曲线 II, III, IV, V) 是很好的直线关系, 仅曲线 V 在低振

幅有些偏离,直线的斜率随冷加工量的增加而逐渐降低,这些结果与一般面心立方金属中测得的相似。

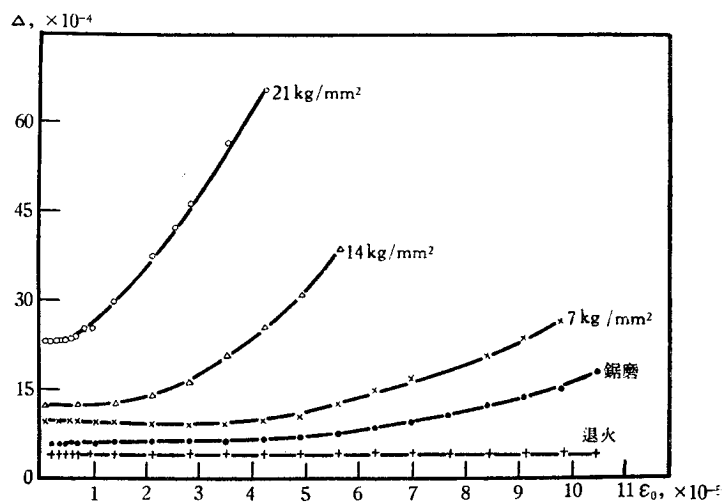


图 10 Mo-C₁ 多晶样品的内耗振幅曲线及不同冷加工量的影响
频率 = 102kc/s, 图中数字表示压缩应力

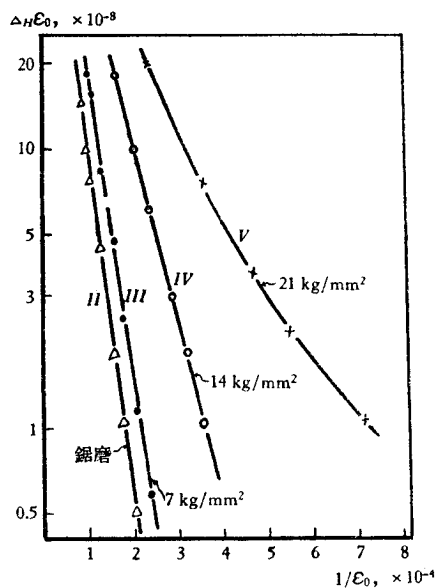


图 11 由图 10 绘得的 $\log \Delta_H \epsilon_0 \sim \frac{1}{\epsilon_0}$ 曲线
样品处理: 冷加工(压缩)

四、讨 论

Rogers 曾对 GL 理论进行了两方面的推广^[5]:

① GL 理论中位错线振动的动力学损耗是与振幅无关的,他考虑在脱钉后位错线段变长而导出与振幅有关的动力学损耗:

$$\Delta_D = \frac{8Ga^2\Lambda B\omega^5 L_N^4}{\pi^5 C^2} \left\{ 1 - \left[1 - \left(\frac{\Gamma}{\sigma_0} + 1 \right) \exp \left(-\frac{\Gamma}{\sigma_0} \right) \right]^n \right\},$$

式中 Λ 为位错密度; L_N 为位错线上强钉点间距; Γ 为脱钉应力; σ_0 为应力振幅; n 为 $\frac{L_N}{L_c} - 1$; L_c 为位错线上弱钉点间距; 其他均为常数, G 是切变模量; a 是晶格常数; ω 是振动角频率; B 是阻尼系数; C 是位错线张力。

② 脱钉引起的静滞损耗推广至大振幅的情形得一极大值:

$$\Delta_{B,i} = \frac{8Ga^2\Lambda L_N^2}{\pi^4 C} \frac{\Gamma^2}{\sigma_0^2} n \left[-E_i \left(-\frac{\Gamma}{\sigma_0} \right) \right] \quad \text{当 } \frac{\sigma_0}{\Gamma} \text{ 小时,}$$

$$\Delta_{B,i} = \frac{8Ga^2\Lambda L_N^2}{\pi^4 C} \frac{\Gamma}{\sigma_0} \quad \text{当 } \frac{\sigma_0}{\Gamma} \text{ 大时.}$$

式中 $E_i \left(-\frac{\Gamma}{\sigma_0} \right)$ 近似为一指数函数。

以上两种内耗迭加得出的内耗振幅曲线可以出现极大值或转折平台(如图 12), 其位

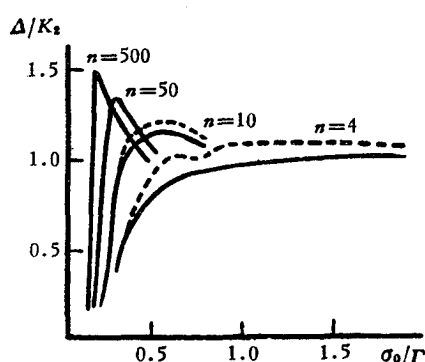


图 12 Rogers 推广理论的内耗-振幅曲线

置对应于一定的 $\frac{\sigma_0}{\Gamma}$ 值。Rogers 用此理论解释了铝在低温下得到的内耗振幅关系。他认为小振幅下的极大值是由于脱钉应力 Γ 较小的位错系统所引起, 大振幅下的指数关系则是由脱钉应力较大的位错系统所引起(只测至极大值的左边部分), 因 $\Gamma = \pi f_m / 4a L_c$, Γ 的不同可以是两种钉点对位错的交互作用力 f_m 不同, 也可以是同一种钉点在螺刃型位错及纯刃型位错上的分布 L_c 不同。总之, 低振幅极大值(或转折平台)的出现必须联系到一种 Γ 较小的脱钉过程。在铝的工作中, 他们初步

肯定是两种位错(螺刃型及纯刃型)所引起。

从我们对区熔提纯铝单晶的内耗测量及位错蚀坑的观察结果看来, 可以认为内耗振幅曲线上的转折平台是由于形变产生的新位错所引起的。因为新位错上钉点开始很少(即 L_c 较大), 所需的脱钉应力 Γ 也就很小, 故而能出现转折平台——完整的内耗振幅曲线。

降低温度测量转折点向高振幅方面移动, 这可能是由于温度降低时, 脱钉力 f_m 增大, 而 L_c 的有效长度变短, 两种因素都使对应的 Γ 值变大, 而极大值的位置决定于 $\frac{\sigma_0}{\Gamma}$, 故应向高振幅方面移动。温度升高, 平台内耗值增大, 而平台部分的内耗主要是 Δ_D 的贡献; 此处 $\Delta_{B,i}$ 随振幅增大衰减很快, 从 Δ_D 的计算式中可以认为主要是由于 L_N 的增大。因而 L_N 可能不是网络节点间距, 而是另一种较强的杂质钉, 位错线段在较高温度振动时也能脱开这种钉点(与铝的解释相同)。由此还能解释低温时效引起的变化, 内耗值降低是由于 L_N 减小。因为低温(300°C 以下)下只有间隙杂质原子容易动, 故可认为这种强钉是间隙杂质构成。

本文实验所得转折处内耗与新位错密度成正比的关系也是符合理论所期待的, 因为在室温下杂质很难产生聚集, 新位错上的钉点密度应与点阵中杂质的平均浓度相同; 也即当形变开始阶段, 新位错不断增加, 而 L_N (强杂质钉点间距) 和 L_C (弱杂质钉点间距) 基本不变. 根据上面计算结果: 对应一定的 $\frac{\sigma_0}{\Gamma}$ 值, 如果 L_C , L_N 都不变, 则 Δ_D 与 Δ_{BA} 都正比于 Λ , 因而总的内耗值 ($\Delta = \Delta_D + \Delta_{BA}$) 也应正比于位错密度. 我们得到内耗值仅与新位错密度成正比而与老位错无关, 更加肯定了形变后内耗振幅曲线上转折平台的出现是由于新位错所引起的. 但如形变度过大, 位错密度大量增加时, 位错相交而使网络节点密度增加, 因而 L_N 变短, 则内耗也应下降, 这一现象在实验中曾观察到.

本文所作内耗与新位错密度关系的实验数据较少, 还须要进一步测量, 以肯定正比关系适用的范围.

此外, 我们在钼单晶的内耗振幅曲线上还观察到第二个转折平台, 这可能是强钉脱开或者是第二个钉住系统所引起的, 详细的研究尚待继续进行.

Rogers 等对钼的测量中所用样品的处理情况与我们所作的相似, 他们^[7]曾提到钼样品的纯度很高(99.99%), 退火后很软, 装入测量系统时不可避免微量冷加工效应, 然后很快地冷至低温(4°K), 因而有不少位错脱钉而处于几乎无钉的状态. 我们认为钼中极大值(或转折平台)的出现可能也是新位错引起的. 因为他们所考虑的螺刃型位错是指螺旋线位错, 但除此以外, 其他各种混合型位错都可以引起内耗, 因而很难想象有明确的两种 Γ 值, 而应该是连续分布的一组 Γ 值.

工业纯钼多晶形变后没有出现内耗振幅曲线上的转折平台, 可能是因为多晶中杂质较多, 新位错上仍然有较密钉点(Γ 大), 故在测量的振幅范围内不出现转折平台.

馮端先生曾对本文提出宝贵意见, 楊正举先生对仪器的安装给予很多指导, 巢宗德同志参加了部分实验工作, 谨此一并表示谢意.

参 考 文 献

- [1] Koehler, J. S., Imperfections in Nearly Perfect Crystals (Ed. by W. Shockley), Chap. 7, Wiley, New York (1952).
- [2] Granato, A. and Lücke, K., *J. App. Phys.*, **27** (1956), 583.
- [3] Swartz, J. C. and Weertman, J., *J. App. Phys.*, **32** (1961), 1860.
- [4] Seeger, A. and Schiller, P., *Acta Met.*, **10** (1962), 348.
- [5] Rogers, D. H., *J. App. Phys.*, **33** (1962), 781.
- [6] Mason, W. P., *Acta Met.*, **10** (1962), 461.
- [7] Hutchison, T. S. and Rogers, D. H., *J. App. Phys.*, **33** (1962), 792. Hutchison, T. S., McBride, S. L. and Rogers, D. H., *Acta Met.*, **10** (1962), 397.
- [8] Chambers, R. H. and Schultz, J., *Acta Met.*, **8** (1960), 585.
- [9] Swartz, J. C., *Acta Met.*, **10** (1962), 406.
- [10] Marx, J., *Rev. Sci. Inst.*, **22** (1951), 503.
- [11] Siegel, S. and Quimby, S. L., *Phys. Rev.*, **49** (1936), 663.
- [12] Cooke, W. T. and Brown, W. F., *Phys. Rev.*, **50** (1936), 1158.
- [13] Nowick, A. S., *Prog. in Met. Phys.*, **4** (1953), 1. Hiki, Y., *J. Phys. Soc., Japan*, **13** (1958), 1138. Swift, I. H. and Richardson, J. E., *J. App. Phys.*, **18** (1947), 417.
- [14] Niblett, D. H. and Wilks, J., *Adv. Phys.*, **9** (1960), 1. Granato, A. and Lücke, K., *J. App. Phys.*, **27** (1956), 789.
- [15] Marx, J. and Sivertsen, J., *J. App. Phys.*, **24** (1953), 81; Marx, J., Baker, G. and Sivertsen, J.,

Act. Met., **1** (1953), 193.

[16] 馮 端、閔乃本、李 齐 (未发表).

INTERNAL FRICTION DUE TO DISLOCATIONS IN MOLYBDENUM AT KILOCYCLE FREQUENCY

WANG YEH-NING TING SUI-DIN JIANG SHOU-SHENG WANG SHIH-YUAN

(*Department of Physics, Nanking University*)

ABSTRACT

Internal friction as a function of strain amplitude in zone-refined molybdenum single crystals and commercially pure polycrystalline molybdenum was measured with the three-component piezo-electric resonator method developed by Marx. A Granato-Lücke (GL) type of strain-amplitude-dependent decrement was obtained in molybdenum single crystal annealed in hydrogen at 2000°C. With some prior deformation in molybdenum single crystal, a plateau (or maximum) appears on the decrement-amplitude curve, which is similar to the results of pure aluminium at low temperature and low strain amplitude. From the observations of dislocation etch-pits, it may be concluded that the presence of this plateau is related to the fresh dislocations (or weakly pinned dislocations) produced by cold work. The increase of decrement at the plateau (or maximum) is proportional to the density of fresh dislocations. The investigations of the effects of temperature and aging (200—300°C) on the amplitude-dependent decrement indicated that the decrement decreases with the decrease of temperature and with the increase of aging time, and the position of the maximum shifts to the higher amplitude as the temperature decreases. All the results are discussed in terms of an extension of the GL theory.

The effect of cold work on the strain-amplitude-dependent decrement of polycrystalline molybdenum was also measured; the results are fairly consistent with the GL theory.