

铍青铜的应力松弛性能及组织^①

李忆莲 韩雅静 于淑聪 杜宏

(天津大学)

摘 要

测定了承受弯曲应力的铍青铜(Q_{Be-1.75})片材在不同温度下的应力松弛曲线,拟合了松弛曲线方程,研究了温度、合金状态对松弛性能的影响。还对松弛过程做了定点金相观察和 TEM 组织分析。

关键词: 应力松弛 铍青铜 松弛的组织与性能

铍青铜是一种特殊的青铜,也是典型的沉淀硬化型高弹高导电性合金。它在第二次世界大战及战后的年代里得到了广泛应用。铍青铜具有优良的机械性能和耐磨耐疲劳性能,有较高的强度和硬度,还有优良的导电性、耐腐蚀性、低温无磁性、冲击不起火花性以及优良的工艺性能。它的弹性极限比铜低,弹性模量几乎比钢小一倍。

铍青铜的质量首先由它的弹性极限和松弛稳定性决定。应力松弛是指温度一定时,恒应变条件下工作的弹性材料,应力随时间逐渐下降的现象,即弹力随时间逐渐降低的现象。它极大地影响弹性元件的精度、可靠性和寿命,铍青铜的使用温度范围是室温至 150℃,它的室温松弛稳定性十分良好,但室温以上松弛性能的研究却比较少。鉴于当前在国防、航空和仪器、仪表工业中仍然广泛使用铍青铜,作者对 Q_{Be-1.75} 铍青铜的应力松弛进行了系统研究。

1 试验方法及材料

采用厚度 $h=0.35\text{ mm}$ 的铍青铜(Q_{Be-1.75})

形变 33%全硬态片材做试样材,其化学成分(wt.-%)为: 1.75Be, 0.72Ni, 余量 Cu。机械性能见表 1。组织为被拉长的 α 晶粒,晶内有大量的滑移带。晶界上有不连续析出相 γ_2 , 晶内有未溶相 γ_1 及退火变晶等。

表 1 铍青铜(Q_{Be-1.75})原始及热处理后的机械性能

状 态	机 械 性 能					
	σ_e / MPa	σ_s / MPa	σ_b / MPa	$\delta / \%$	HV	E / GPa
全硬态	542.7	772	784	2.2	290	104
固溶态 (780℃)	135	220	527	36	118	100
时效态 (320℃)	809	1086	1254	2	380	126

铍青铜经线切割成(按 ASTM 标准自己设计制造)等应力试样^[1],并进行两种热处理,即(1)780℃固溶 15 min(称固溶态), (2)780℃固溶+320℃时效 2h(称时效态)。后者是工业生产中经常采用的热处理工艺。处理后的力学性能见表 1。试样磨光、抛光、腐蚀后进行光镜观察,做定点标记,照像、贴应变片并装在专用的松弛试验夹具上,试样承弯曲应力,初始应力 $\sigma_0=0.8\sim 0.9\sigma_e$,固溶态初始应力为 120 MPa,时效态初应力为 380 MPa。投入恒温装置,并与静态应变仪连接,测出以上两状态

^①于 1992 年 9 月 1 日收到

的试样在室温、50、80、120℃下的松弛曲线，松弛试验时间较长，应力下降较慢，因此松弛曲线纵坐标用应力 σ (MPa)，横坐标时间对数 $\ln(1+t)$ ，即 $\sigma-\ln(1+t)$ 表示，也可以写成 $\sigma-\lg(1+t)$ 。 t 为时间，以h表示^[1]。松弛后取下试样，用酒精清洗，定点照像。

2 试验结果及讨论

2.1 松弛曲线及方程

图1(a)、(b)是两种状态的 $Q_{Be-1.75}$ 在不同温度下测定的松弛曲线，两类状态动力学曲线形式基本相同，曲线分为两个阶段，第一阶段应力下降较快，速率较大，一般称态志阶段；第二阶段，松弛率较小，趋向稳定。

弹性材料或元件，由于加工变形及热处理，导致宏观应力及第二类应力不均匀，即晶粒间应力分布不均匀，使体系弹性应变能 dE 增大，整个体系处于不稳定状态。此时体系的自由能为 $dG=dU-TdS+dE$ 。在此， dG 为体系的Gibbs自由能； dU 为体系内能； dS 为熵变； T 为绝对温度； dE 为弹性应变能。承受弯曲应力时 $dE=Afdp$ 。其中， A 为常数， f 为挠度^[2]， dp 为承受的载荷变量。当温度低时 $dU=TdS$ ^[2]， $dG=dE$ (dG 为应力松弛过程驱动力)。过程进行时 $dG<0$ ，即 $dE<0$ ，说明应力松弛是弹性应变能降低过程。应变能降低的形式宏观上表现为 $dG=-Afdp$ 和承载能力降低；微观组织变化表现为晶粒合并，晶界消除，个别晶粒长大(图3中1、6、8)，孪晶带消除，界隅钝化。松弛第一阶段，趋动力较大，松弛率也大。随着过程的进行，弹性应变能逐渐减少，应力分布逐渐均匀化。因此，第二阶段松弛趋向稳定^[3]，剩余应力随时间变化^[3,4]，即 $\sigma_{II}=A-B\ln(1+t)$ ，其中， A 为第二阶段曲线延长与纵坐标交点处的应力； B 为第二阶段曲线斜率， $B=\tan\alpha$ ， α 为横坐标与第二阶段曲线的夹角，但本式中适用于沉淀硬化合金。根据试验数据进行线性回归，可得第二阶段松弛曲线回归方程，见表2。第二阶段曲线

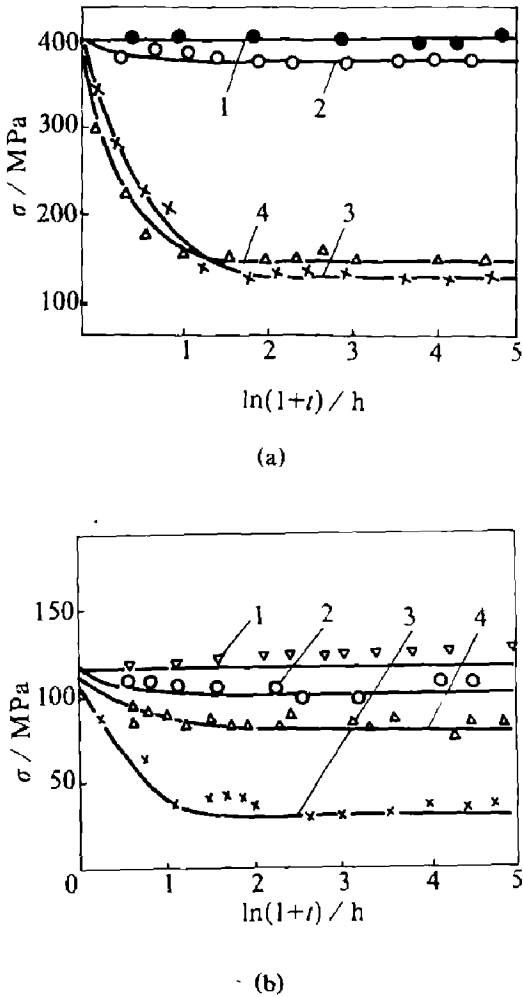


图1 $Q_{Be-1.75}$ 在不同温度 T 下的松弛曲线
(a)—时效态；(b)—固溶态；
1—室温；2—50℃；3—80℃；4—120℃

表2 $Q_{Be-1.75}$ 固溶和时效第二阶段松弛曲线方程

$T/^\circ\text{C}$	固溶态 σ_{II}/MPa	时效态 σ_{II}/MPa
室温	$\sigma_{II} = 120$	$\sigma_{II} = 380$
50	$\sigma_{II} = 102 - 0.0087\ln(1+t)$	$\sigma_{II} = 373 - 0.0087\ln(1+t)$
80	$\sigma_{II} = 42 - 0.026\ln(1+t)$	$\sigma_{II} = 127 - 0.034\ln(1+t)$
120	$\sigma_{II} = 88 - 0.017\ln(1+t)$	$\sigma_{II} = 140 - 0.017\ln(1+t)$

斜率很小，几乎平行于横坐标。
可以根据第二阶段松弛曲线方程 $\sigma_{II}=A-B\ln(1+t)$ 外推长期工作时的稳定性和可靠性^[4]。
温度对应力松弛有较大的影响，图1和表3表明随温度的提高，第一阶段的松弛率增加，松弛持续时间缩短。值得注意，在80~120℃之间松弛规律出现相反的情况，这是因

为时效强化类合金松弛时伴随有时效强化效应, 120 °C 时效强化效果较 80 °C 效果明显, 这已被实验证明。

合金的状态对松弛性能有较明显的影响, 固溶态的 $Q_{Be-1.75}$, 弹性极限较低, 松弛初始应力较小; 时效的铍青铜, 松弛初始应力较高, 室温、50、120 °C 固溶态的稳定性较好, 80 °C 稳定性最差。相同的松弛温度, 时效态的松弛率较大(见表 3)。

表 3 $Q_{Be-1.75}$ 第一阶段平均松弛率(σ_1/t)

$T/^\circ\text{C}$	固 溶 态		时 效 态	
	$\sigma_1, t^{-1}/\text{MPa} \cdot \text{h}^{-1}$	t/h	$\sigma_1, t^{-1}/\text{MPa} \cdot \text{h}^{-1}$	t/h
室温				
50	0.98	47	0.5	13
80	27	2.2	25	10
120	4	5	10	7

2.2 固溶态的 $Q_{Be-1.75}$ 在松弛前后的组织

图 2 是 780 °C 固溶的 $Q_{Be-1.75}$ 在松弛前后的 TEM 组织及衍射图谱, 松弛前为单相 α 固溶体, 有不均匀分布的位错和孪晶及少量未溶的 γ_1 相, 室温松弛 150 h, 其 TEM 组织, 沿晶界或位错密集区出现了针棒状斑点, 电子选区衍射标定证明, 这些短棒斑点是 Be 原子偏聚的 G-P 区, 含 Be 量约 50%, 和基体共格, G-P 区位于母相 $\{220\}$ 面上, 尺寸大, 密度高, 说明松弛时在弹性应力作用下, Be 原子沿着点阵伸长的方向进行了上坡扩散, 此时 $\partial^2 G / \partial C_i^2 < 0$, 任何成分的波动、偏聚都引起系统自由能降低, 是一种自发趋热。G-P 区的形成增加了弹性应变, 强化了基体, 提高了固溶态 $Q_{Be-1.75}$ 的稳定性。因

此, 这类合金的室温松弛稳定性很高。

松弛温度的提高, 增加了原子活动性, 促进了 G-P 区的发展和转化, 基体弹性应变能降低松弛稳定性随温度升高而降低。图 3(a)、(b) 是 80 °C 松弛前后的定点光镜组织, 比较发现松弛后的组织变化表现为:

(1) 某些晶界变钝(见图 3 中的 5、8), 某些晶粒长大或合并(如图 3 中的 8、1、6)。组织易腐蚀;

(2) 孪晶带消失变为共格孪晶界或半共格孪晶界, 如图中的 2、3、4。界隅变钝, 个别晶粒尺寸增大, 孪晶带消失或变为非共格, 是松弛过程能量降低的一种表现形式。

2.3 时效态 $Q_{Be-1.75}$ 在松弛前后的组织

图 4(a)、(b) 是 $Q_{Be-1.75}$, 780 °C 固溶 320 °C 固溶时效 2h 松弛前后的电子选区衍射图谱。时效后衍射斑呈芒果状, 有方向性, 斑点间有明显的浅色线条联接。时效后形成了大量的 G-P 区, 与基体共格, 导致弹性应变增大, 使衍射斑拉长。这种状态的合金室温稳定性很高(图 4(a))。

图 4(b) 是时效后 120 °C 松弛 150 h 的 $Q_{Be-1.75}$ 电子选区衍射斑它表明, 多数斑点已由拉长的芒果状转变为圆形, 其共格弹性应变已基本上消除。斑点指数仍和未松弛的相一致。较暗的斑点, 标定指出有新相析出。新相为体心立方结构, 点阵常数 $a = 2.711 \text{ \AA}$ 新相为 CuBe 化合物, 说明保温松弛有时作用。

高温时, 原子活动能力较强, 上坡扩散加快, G-P 区长, 数量增加, 有些与基体脱离共格形成新相, 弹性应力消除。

图 2 $Q_{Be-1.75}$ 固溶态室温松弛后的 TEM 及衍射斑

图3 $Q_{Be-1.75}$ 在 80 °C 松弛前后的定点光镜组织($\times 320$)

(a)—固溶态; (b)—室温松弛 150 h (未腐蚀)

曲线分两个阶段。第一阶段的松弛速率较大。第二阶段的松弛速率较小而且趋向稳定, 其松弛动力学方程为 $\sigma_{II} = A - B \ln(1+t)$, 由此可以外推长期工作寿命和可靠性;

(2) 温度对应力松弛有较大的影响。随着温度的提高, 第一阶段松弛率增大, 同时有时效强化伴随, 120 °C 时效强化效果大于 80 °C 的, 所以 120 °C 的松弛稳定性大于 80 °C 的;

(3) 固溶态铍青铜室温松弛时, 在弹性应力作用下, Be 原子进行上坡扩散, 形成 G-P 区, 促进室温稳定性增加。80 °C 松弛的定点观察表明松弛后晶界变钝, 个别晶粒长大或合并, 某些孪晶带消失变为共格晶界或半共格晶界, 亦即出现能量降低现象;

(4) TEM 选区电子衍射证明, 时效的铍青铜松弛过程是弹性应力降低和消除过程, 并伴随有 G-P 区的发展和新相的形成。

图4 $Q_{Be-1.75}$ 电子衍射谱及斑点标定

(a)—时效态; (b)—120 °C 松弛后

室温松弛的时效 $Q_{Be-1.75}$, 电子衍射斑的形貌介于图 4(a)、(b)之间, 被拉长的斑点稍变圆, 大部分 G-P 区依然为共格状态, 稳定性仍然很高。

这些观察表明, 沉淀强化型合金的应力松弛过程是 G-P 区的形成和转化为新相的过程; 并伴随有时效强化、弹性应力形成和消失, 宏观不均匀应力均匀化^[5]和能量降低。温度低时该过程进行较慢, 温度高时进行较快。

3 结论

(1) 铍青铜在弯曲应力作用下的应力松弛

参考文献

- 1 肖 林. 硕士学位论文. 天津大学, 1990.
- 2 李忆莲等. 机械工程学报, 1992, 28(3): 17-22.
- 3 肖 林, 李忆莲. 天津大学学报, 1992, 增2.
- 4 Eric Kula, Volker Weiss. Residual Stress and Stress Relaxation. New York: Plenum Press, 1982.
- 5 Jackson P J. Acta Metall. 1985. 33(3): 449-454.