

微量锆对 Zn-Al 合金阻尼性能 及其稳定性的影响^①

周善初 罗兵辉

(中南工业大学材料科学与工程系, 长沙 410083)

摘 要

通过测定合金的内耗-时效时间曲线, 以及采用金相、扫描电镜观察和 X 射线衍射等分析手段, 研究了微量锆对 Zn-22Al 合金内耗及其稳定性的影响。结果表明, 适量锆可提高合金的阻尼性能及其稳定性。

关键词: Zn-Al 合金 锆 内耗 阻尼稳定性

靠近共析成分的 Zn-Al 合金, 经淬火时效后具有高的阻尼本领^[1-3]。但是, 这种合金淬火后, 无论是否进行塑性加工, 随着时间的延长, 其强度均会升高, 阻尼性能则下降^[4-6]。为了改善 Zn-Al 合金的性能及性能稳定性, 不少人研究过第三组元的作用^[7-11], 但直接针对阻尼稳定性所做的工作甚少, 且似未取得满意的结果。

日本学者增本量曾用 α 、 β 两相之间相界的塑性流动机制和位错机制来解释为何 Zn-Al 合金具有高的阻尼本领^[3]。据此可以推测, 如能细化合金组织或增大与位错有关的内耗值, 而且使这两种作用不随时间的推移而发生明显变化, 则应能提高合金的阻尼性能及其稳定性。

文献[12]曾研究过锆对 Zn-Al 合金组织性能的影响, 指出微量锆可细化合金的晶粒, 但未涉及对阻尼性能有无作用。本文的目的就是试图探讨微量锆对 Zn-Al 合金阻尼性能及其稳定性的影响。如有良好结果, 对于进一步认识 Zn-Al 合金的阻尼机制以及该类合金的推广应

用将具有重要意义。

1 试验条件和方法

试验以 Zn-22Al 合金为对象, 并在其中加入 0%~0.35%Zr。经过成分优选, 最后重点研究了 Zn-22Al-0.18Zr 合金, 并与不加 Zr 的合金进行了比较。试验用原材料为: 0 号锌 (Zn-O), 二级工业高纯铝 (Al99.95), 以及高纯度的 Al-Zr 中间合金。

熔炼在电阻坩埚炉内进行。水冷模铸造, 铸锭尺寸为 90 mm×50 mm×20 mm。铸锭经均匀化退火后热轧成 4 mm 厚的板坯, 然后固溶处理 24 h, 接着进行 353~373 K 温轧。采用温轧是为了在较高塑性下进行加工, 而又不至于因轧温过高降低合金的阻尼性能。温轧变形度为 75%。最后加工成所需试样, 并进行人工时效。时效温度分别取 323 K 和 373 K。时效最长时间为 64 d。不采用自然时效而用人工时效, 是为了加速考察阻尼性能的稳定性。

内耗值是在扭摆式内耗仪上测定的, 试样

^① 余晓敏、蒋旭东参加了部分试验 收稿日期: 1993 年 12 月 3 日

尺寸 1 mm×3 mm×70 mm, 频率 1 Hz, 测量时的温度为 290~292 K。用 POLYVAR-MET 显微镜进行金相观察。断口形貌是用 KYKY-AM-RARY1000B 扫描电镜进行分析。X 射线衍射谱则由 Siemens D500X 射线衍射仪获得。

3 试验结果

3.1 阻尼性能

合金经淬火—温轧—时效后内耗值的变化曲线如图 1 所示。由图可见, 添加适量 Zr 可以提高合金的阻尼性能, 即获得较高的阻尼本领和阻尼稳定性; 较高温度时效一定时间(373 K, 保温 3 h)后, 虽然内耗值有所降低, 但较长时间时效仍表现出良好的阻尼稳定性。

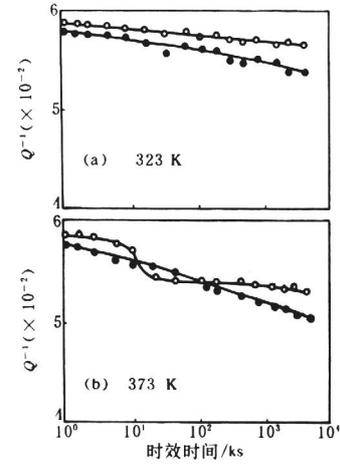


图 1 内耗值(Q^{-1})与时效时间的关系
○—Zn-22Al-0.18Zr; ●—Zn-22Al

3.2 显微组织

合金的铸态组织如图 2。图 3 和图 4 为合金在 373 K 时效不同时间后拉伸断口的形貌。可见适量 Zr 可以细化合金的组织; 在时效过程中, 未加 Zr 的合金有较明显的组织粗化, 而加 Zr 合金的组织变化不甚明显。

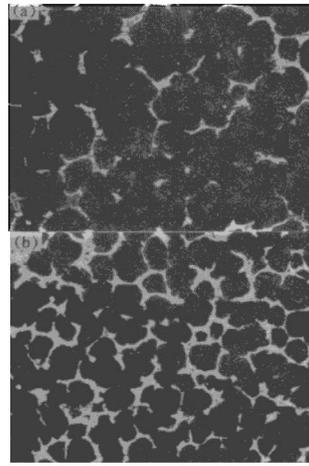


图 2 合金的铸态组织, ×250
(a)—Zn-22Al; (b)—Zn22Al 0.18Zr

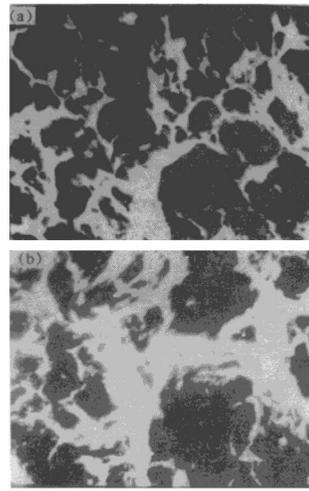


图 3 Zn-22Al 合金在 373 K 时效不同时间后拉伸断口的形貌, ×3 000
(a)—时效 30 min; (b)—时效 64 d

2.3 X射线衍射谱

Zn-22Al和 Zn-22Al-0.18Zr 两种合金在 373K 时效 1.8ks 和 10.8ks 后的 X 射线衍射谱如图 5 和图 6 所示。

由图 5、6 可见，未加 Zr 的合金，时效不

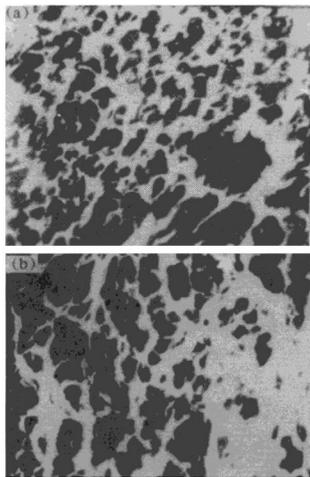


图 4 Zn-22Al-0.18Zr 合金 373K 时效不同时间后拉伸断口的形貌，×3000
(a) — 时效 30 min; (b) — 时效 64 d

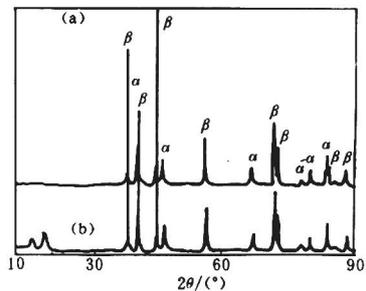


图 6 Zn-22Al-0.18Zr 合金 373K 时效后的 X 射线衍射谱
(a) — 1.8 ks; (b) — 10.8 ks

同时间后的 X 射线衍射谱并没有什么不同，而添加微量 Zr 的合金经较高温度 ≥ 3 h 时效后多出了一个弱衍射峰。

3 讨论

由图 1 可见，加 Zr 合金具有较高的内耗值，这是不难理解的。Zn-Al 共析合金属于复相型高阻尼合金。这种复相合金的阻尼机制之一是：受振时两相界面发生非弹性粘滞性运动，或其中一相发生微变形吸收振动能而使振幅衰减^[3]。显然，两相组织越细，其阻尼本领就越大。比较图 2 的 (a) 和 (b)，以及图 3 (a) 和图 4 (a) 可知，加 Zr 合金的组织较细，所以阻尼本领较大。

此外，Zr 在 Zn-Al 合金中有固溶强化作用，即溶入 Zn-Al 固溶体 (α、β) 中的 Zr 可以降低位错的易动性。若要含 Zr 固溶体和不含 Zr 固溶体发生相同的应变，前者必须施加较大的应力。按照 K-G-L 理论^[13]，这表示受振时位错脱钉与再钉轧过程中消耗了较大的阻尼力 (钉扎位错内耗)。这对于含 Zr 合金较高的阻尼本领也应有一定的贡献。

关于合金的阻尼稳定性，根据图 1，在不同温度下其表现有所不同。当温度不高 (如 323

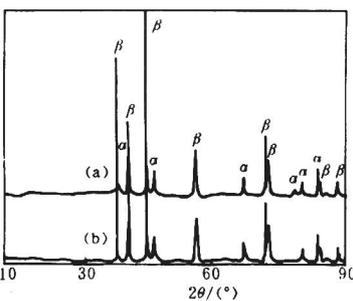


图 5 Zn-22Al 合金 373K 时效后的 X 射线衍射谱
(a) — 1.8 ks; (b) — 10.8 ks

K)时,加 Zr 合金具有较高的阻尼稳定性(图 1(a)),这可能是 Zr 阻碍了合金“组织粗化”的结果。文献[14]曾涉及过 Zn-Al 合金的“组织粗化”问题。所谓“组织粗化”,是指含有共析反应、特别是共析成分的 Zn-Al 合金,在淬火并发生共析转变之后,其共析组织会随时间的延长而逐渐长大。这种变化即使在室温下也会发生,温度高时就更为明显。虽然“组织粗化”机制尚不十分清楚,但其后果之一则是肯定的,即由于可动晶界总面积减少而导致阻尼本领下降。

加 Zr 之所以能阻碍 Zn-Al 合金的组织粗化,这与 Zr 具有较大的原子半径、且能减缓合金中原子的扩散过程有关。Zr 的原子半径比 Al 大,加入 Zn-Al 合金中的 Zr 可以固溶于 α 相和 β 相,但为了减少点阵畸变,降低系统的自由能,Zr 原子更倾向于在较疏松的晶界浓集。另外,根据文献[15],Zr 可大大延缓 Al 的扩散过程。该结果虽然是在 Al-Zr 系中得出,但考虑到 Zn-Al 合金中的 α 相和 β 相均含有铝, α 相中更富含铝,特别是由于平衡偏析,铝会富集于晶界。因而可以认为,Zr 可以阻延扩散的结论也能定性地推及于 Al-Zn-Zr 中,即溶入固溶体中、特别是浓集于晶界上的 Zr 可以延缓 Zn-Al 合金中原子的扩散过程,这必定会对合金中的任何扩散型转变,尤其是依赖晶界迁移的回复、再结晶以及“组织粗化”等过程起阻延作用;此外,加 Zr 合金在 373K 时效约 3h 后有沉淀物析出,这种沉淀物也可能阻碍回复、再结晶及“组织粗化”过程,因此加 Zr 合金的组织比较稳定。比较图 3 和图 4 也可以看到,在时效过程中加 Zr 合金的组织变化的确比不加 Zr 合金小。加 Zr 合金这种组织稳定性决定了其阻尼性能也具有较高的稳定性。

但是,在较高温度时效一定时间(373K, 3h)后,含 Zr 合金的内耗值有明显的降低(图 1(b)),这除了高温时上述的回复、再结晶和组织粗化等过程表现得更为明显,因而降低阻尼本领之外,可能还与此时加 Zr 合金中析出了沉淀相有关。从图 6 可以看到,373K 时效 3

h 后,未加 Zr 合金的衍射谱与短时(30 min)时效后没有什么不同,而加 Zr 合金的衍射谱多出了两个弱峰。弱峰肯定对应着一定的沉淀相。虽然弱峰所对应的相目前尚无法标定,但基于 OM 和 SEM 显微组织观察时均看不到新相,可以认为,新相可能是极其微细的与母相共格的过渡相“粒子”。这种粒子的析出由于并未增加新的可动相界,因而不仅没有增大界面内耗,反而导致内耗值下降。

析出沉淀粒子后内耗值下降,这也许可以用 K-G-L 理论加以粗略、定性的解释^[13]。按照此理论,与位错有关的所谓钉扎位错内耗 Δ 为

$$\begin{aligned}\Delta &= \Delta_1 + \Delta_H \\ &= K_1 \rho L^4 + K_2 \frac{L_N^3}{L_c^2} \exp\left(-\frac{K_3}{L_c}\right)\end{aligned}$$

式中 Δ_1 和 Δ_H 分别为与振幅无关的内耗和与振幅有关的内耗, ρ 为位错密度, K_1 、 K_2 、 K_3 可视为常数, L 为位错段平均长度,它由下式确定:

$$\frac{1}{L} = \frac{1}{L_c} + \frac{1}{L_N}$$

L_c 和 L_N 分别为弱钉(杂质原子、空位等点缺陷)间距和强钉(位错网络节点、沉淀粒子)间距, L 随 L_c 和 L_N 的增大(或减小)而增大(或减小)。考虑到析出沉淀粒子过程中 L_c 可近似地视为定值,因此 $\Delta_H = K_2(L_N^3/L_c^2)e^{-K_3/L_c}$ 式可以写作 $\Delta_H = KL_N^3$,于是得到

$$\Delta = K_1 \rho L^4 + KL_N^3$$

显然,减小位错密度 ρ 和强钉间距 L_N (因而也减小 L) 均会降低钉扎位错内耗,减小合金的阻尼本领。由于较高温度时效后合金中析出微细沉淀粒子,减小了强钉间距 L_N ,而时效以及伴随时效过程发生的回复(可能还有再结晶)均会使位错密度减小,因此与时效后无沉淀物析出的 Zn-22Al 合金相比,时效后析出与母相共格的微细沉淀粒子的 Zn-22Al-0.18Zr 合金会较快降低其内耗值。

然而,从图 1(b)还可以看到,含 Zr 合金在 373K 时效 3h 时、降低了内耗值之后,随着时效时间的延长,其内耗值降低的幅度比不含 Zr 合金小得多,这是因为加 Zr 合金中析出的

沉淀粒子阻延了合金“组织粗化”的缘故。

4 结论

(1) 微量锆可以细化 Zn-22Al 合金的铸态组织和时效态组织, 提高合金的阻尼性能及其稳定性。

(2) 对于淬火—温轧的 Zn-22Al-0.18Zr 合金, 在相当于其温轧温度(373 K)下进行约 3 h 的时效, 虽然内耗值稍有降低, 但可以获得较优的阻尼稳定性。

参考文献

- 1 Nowick A S. *Journal of Applied physics*, 1951, 22(7): 925—932.
- 2 Nuttall K. *Journal of The Institute of Metals*, 1971, 99: 266

—270.

- 3 增本 量等. 日本金属学会志, 1982, 46(6): 924—934.
- 4 增本 量等. 见: 日本金属学会秋期大会一般讲演概要, 1980, 10, 229.
- 5 邱同济等. 有色金属与稀土应用, 1981, 4: 1—8.
- 6 Kamel R *et al.* *Physica*, 1981, 111B: 43.
- 7 增本 量等. 见: 日本金属学会秋期大会一般讲演概要, 1982, 9.
- 8 Lanberigts M *et al.* *Trans AFS*, 1985, 93: 569.
- 9 Sahoo M *et al.* *Trans AFS*, 1984, 92: 861.
- 10 武田隆造. JP 169537. 1985.
- 11 田上造弘等. 见: 日本铸物协会等 107 回全国讲演大会讲演概要集, 1986, 6.
- 12 Skonazi A F. *Metall*, 1983, 9: 898—902.
- 13 冯 端等. 金属物理(下). 北京: 科学出版社, 1975. 579—589.
- 14 顾 敏等. 金属热处理, 1992, 2: 11—17.
- 15 Mondolfo L. *Aluminum Alloys—Structures and Properties*. Butterworths London, 1976.

(上接 54 页)

可以看到, 取 $m = 1.68$ 是合适的, Δ 值大多在 4.0% 以下, 只个别超过 5.0%。

表 4 平面应变拉伸塑流应力的预测值对试验值的相对偏差 $\Delta\%$ 值

$\bar{\epsilon}$	0		0.26		0.52	
m	1.68	1.50	1.68	1.50	1.68	1.50
a	0.8254	0.8460	0.8510	0.8682	0.8855	0.8986
c	0.3110	0.3466	0.3193	0.3559	0.3218	0.3596
b	5.0110	5.0727	4.7635	4.8111	4.6222	4.6620
$\Delta_1\%$	-3.12	-4.95	-3.92	-5.82	-2.82	-4.82
$\Delta_2\%$	-3.71	-6.26	-5.47	-7.91	-4.00	-6.40

3 结论

(1) 本屈服函数是可用的; 它既能用于一般的各向异性材料, 也能用于具有“异常性能”

的材料; 它是同类屈服函数中功能最全、式子最简单, 应用最方便的一个。

(2) 1100 铝板属具有“异常性能”的材料; 其屈服函数的幂次值是 1.68 左右。

参考文献

- 1 Hill R. *The Mathematical Theory of Plasticity*. UK: Oxford at the Clarendon Press, 1950. 317—340.
- 2 Bassani J L. *Int J Mech Sci*, 1977, 19: 651—660.
- 3 Hill R. In: *Math Proc Camb Phil Soc*, 1979, 85. 179—191.
- 4 Hill R. *J Mech Phys Solids*, 1990, 38: 405—417.
- 5 Montheillet F *et al.* *Int J Mech Sci*, 1991, 33: 197—209.
- 6 Zhou Weixian. *Int J Mech Sci*, 1990, 32: 513—520.
- 7 Kusnierz J. *M' em Etud Sci Rev M' etall*, 1981, 78: 375—384.