

[文章编号] 1004-0609(2000)03-0306-07

过饱和 ZAC27 合金的阻尼性能与组织演变^①

张忠明^{1,2}, 王锦程², 刘宏昭¹, 杨根仓²

(1. 西安理工大学机械与精密仪器工程学院, 西安 710048; 2. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 西安 710072)

[摘 要] 研究了过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程中的组织演变与其阻尼性能的关系。过饱和 ZAC27 合金时效 1 d 后, 组织中出现了大量的 η 相、 α 相和少量的 ϵ 相。随时效时间的延长, η 相、 α 相和 ϵ 相的量越来越多, 时效 10 d 后, β 相已分解完全并消失。此后各相进一步粒化、聚集, 在 50 d 后形成了较粗大的、由近似等轴的短棒状的 α 相、 η 相和 ϵ 相组成的平衡组织。过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程初期, 阻尼性能迅速而明显地提高, 在时效第 10 d 时声频阻尼性能达到最高值, 约为 7×10^{-3} ; 随后阻尼性能缓慢下降, 50 d 后基本稳定不变, 稳定后的阻尼性能约为 4×10^{-3} 。过饱和 ZAC27 合金的阻尼来源于界面阻尼和位错阻尼, η 相和 ϵ 相从过饱和 ZAC27 合金中的脱溶以及溶质原子和淬火空位与位错的交互作用是过饱和 ZAC27 合金阻尼性能产生变化和提高的主要原因。ZAC27 合金均匀化热处理及自然时效是一种很好的提高阻尼性能的热处理工艺。

[关键词] ZAC27 合金; 组织演变; 阻尼性能

[中图分类号] TG113

[文献标识码] A

振动和噪音是伴随着现代工业的发展而带来的公害之一, 它严重破坏机器设备运行的稳定性和可靠性, 限制机器性能的提高, 污染环境, 危害人们的健康, 有时甚至会产生严重的后果^[1], 在某种程度上制约了现代工业, 尤其是航空、航天、航海等高技术领域的进一步发展, 从而减振降噪便成为人们的迫切要求。为此, 科技工作者们采取了许多措施和方法来消除或减小振动和噪音, 措施之一就是利用高阻尼合金来制造振动的结构件^[2, 3]。在特定的应用场合下, 高阻尼合金的选用不仅要考虑其阻尼性能, 而且要考虑其力学性能和其它的物理性能。一般来说, 合金的阻尼性能与其强度是矛盾的, 高强度合金的阻尼性能低, 而低强度合金的阻尼性能高^[4, 5]。因此如何使材料既具有高的阻尼能力, 又具有一定的强度便成为材料科学工作者追求的目标。锌基合金具有良好的力学性能、耐磨减摩性能以及其它一些独特的性能, 是部分铜合金、铝合金甚至铁合金的良好代用品, 因此近年来在国内外获得了迅速发展^[6~18]。

高铝锌基合金不仅具有高的铸态强度、硬度, 而且具有较高的阻尼能力, 对其阻尼性能的研究已引起了材料科学工作者的关注^[9~13]。在不大幅度降低其力学性能的前提下, 人们采取了许多技术和方法来提高锌铝合金的阻尼性能^[11~14]。研究表

明^[11, 15, 16], 适当的热处理工艺可以改善锌铝合金的阻尼性能。有文献对高铝锌基合金经固溶化处理时效过程中的硬度、延伸率、强度和尺寸变化规律做了研究^[17, 18], 但对这一过程中的阻尼性能变化规律的研究, 尚未见文献报道。本文研究了过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程中的组织和阻尼性能变化规律, 并探讨了阻尼机理。

1 实验方法

1.1 材料及试样制备

ZAC27 合金的化学成分为(质量分数, %): 26.0% Al, 1.0% Cu, 0.02% Mg, 其余为 Zn。所用原材料为电解 Zn(99.99%)、Al-50Cu 中间合金、工业纯 Mg 和工业纯 Al(99.6%)。合金在电阻炉石墨坩埚内熔炼, 出炉后浇入预热的楔型金属型内制取试块。

利用线切割设备在金属型试块上切取阻尼试样和厚约 3 mm 的薄片金相试样, 阻尼试样尺寸为 85 mm × 6 mm × 3 mm。试样在箱式电阻炉中经一定温度和时间均匀化处理后, 在冰水混合物中快速淬火, 30 min 后取出进行自然时效。淬火后的薄片金相试样经机械减薄后厚度小于 100 μ m, 然后利用双

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目(59671026)

[收稿日期] 1999-03-30; [修订日期] 2000-01-03

[作者简介] 张忠明(1967-), 男, 讲师, 博士后。

喷电解穿孔, 最终制得透射电镜薄膜试样。电解液组成为 10% 高氯酸和 90% 乙醇溶液。液氮保护, 工作温度为 $-20\text{ }^{\circ}\text{C} \sim -30\text{ }^{\circ}\text{C}$, 工作电压为 20V, 电流为 25~28 mA。

1.2 组织观察和 XRD 分析

ZAC27 合金在固溶化处理后的自然时效过程中, 其组织非常细小, 在普通光学显微镜和扫描电子显微镜下难以分辨清楚, 因此采用 JEM-200CX 透射电子显微镜观察其组织演化过程。利用日本理学 D/max-3C 型 X 射线衍射仪分析合金中的相组成, 辐射源为 $\text{CuK}\alpha$, 步进扫描, 步长为 0.02° , 扫描范围 $20^{\circ} \sim 90^{\circ}$, 计数时间为 2 s。

1.3 阻尼性能测量

采用悬臂梁共振法^[12]定期跟踪测试室温下过饱和 ZAC27 合金的声频阻尼性能(测试频率约为 320 Hz), 得到对数衰减率 δ , 用下式计算合金的阻尼值 Q^{-1} ^[19]:

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \left[1 - e^{-2\delta} \right] \quad (1)$$

其中

$$\delta = \frac{1}{n} \ln \left[\frac{A_i}{A_{i+n}} \right] \quad (2)$$

式中 A_i, A_{i+n} 为由 n 次振荡隔开的 t_1 时刻时第 i 次和 t_2 时刻时第 $i+n$ 次循环的振幅。

2 实验结果

2.1 时效过程中的组织变化

2.1.1 XRD 分析结果

图 1 所示为过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程中的 X 射线衍射谱随时效时间的变化。可见, 刚淬火时基体为单相 β 固溶体。时效 1 d 后, 组织中出现了大量的 η 相和少量的 ϵ 相, 同时出现了 α 相。随着时效时间的延长, η 相、 α 相和 ϵ 相的衍射峰强度变大, 表明 η 相、 α 相和 ϵ 相的量越来越多(图 2、图 3); 与此同时, β 相的量越来越少, 第 10 d 时, β 相已完全分解完毕(图 4)。时效 50 d 后合金的 X 射线衍射谱基本上不再发生变化。在 X 射线衍射谱图上, α 相在 β 相的左侧出现, 且随时效时间延长, α 相衍射峰的 2θ 角度越来越小, 并逐渐向低角度方向移动, 晶面间距越来越大, 越来越接近纯铝的晶面间距, 这意味着铜、锌不断从 α 相中析出。铝的原子半径为 1.431 Å, 锌的原子半径为 1.332 Å, 铜的原子半径为 1.278 Å。在淬火态, 锌、铜全部固溶在铝中, 形成置换固溶体 β , 由于锌、铜的原子半径比铝的小, 因此它们固溶在铝中引起了铝晶格的负畸变, 使铝的晶格常数变小。时效时,

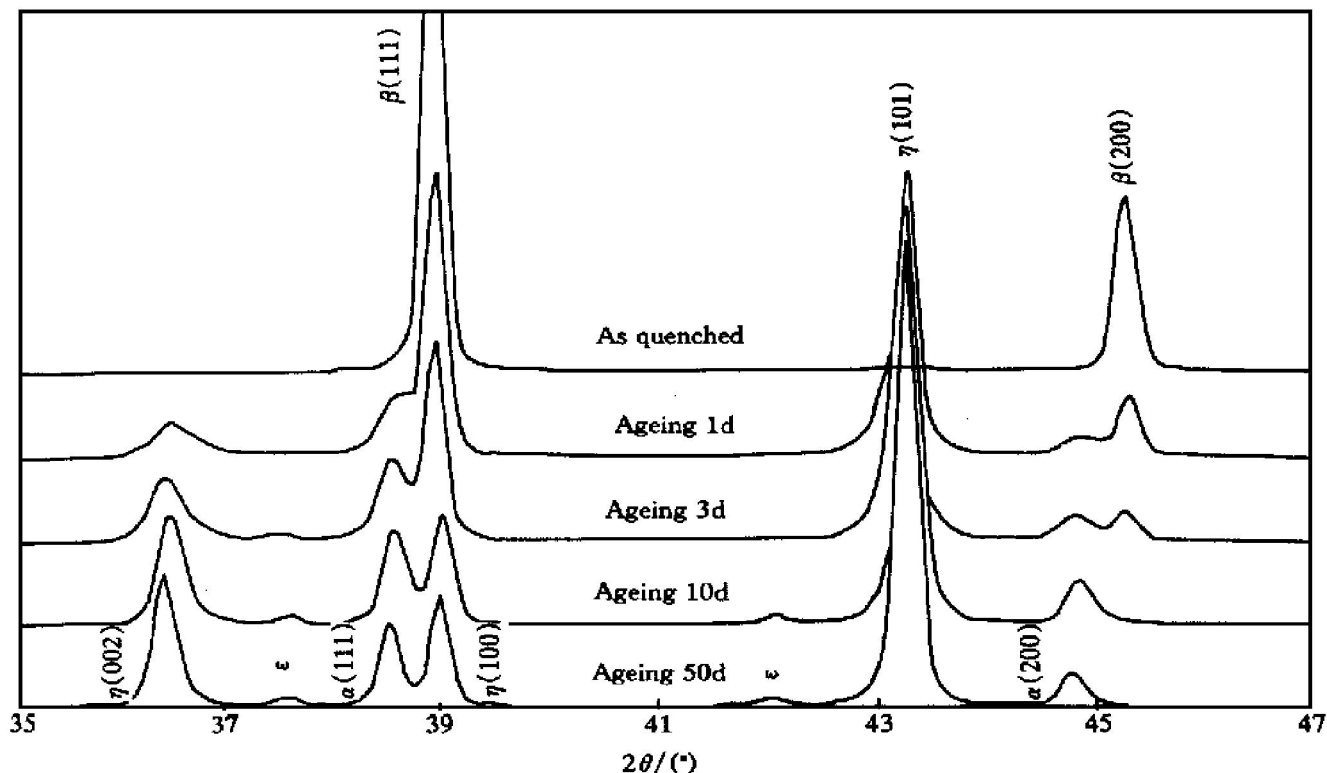


图 1 过饱和 ZAC27 合金自然时效过程中的 X 射线衍射谱

Fig. 1 X-ray diffraction spectra of supersaturated ZAC27 alloy during natural ageing for 1 d, 3 d, 10 d and 50 d

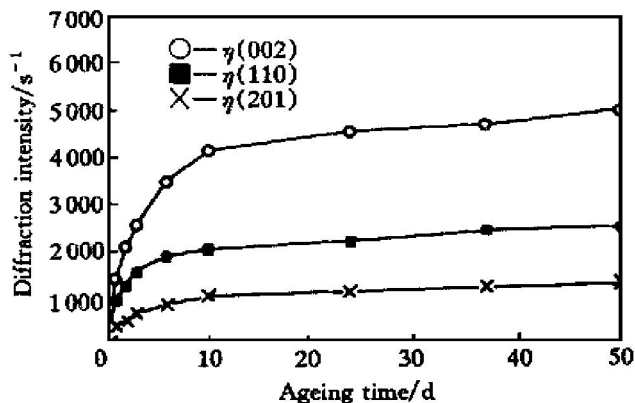


图 2 过饱和 ZAC27 合金时效过程中 η 相的衍射强度变化趋势

Fig. 2 Diffraction intensity of η phase in supersaturated ZAC27 alloy as a function of time during natural ageing

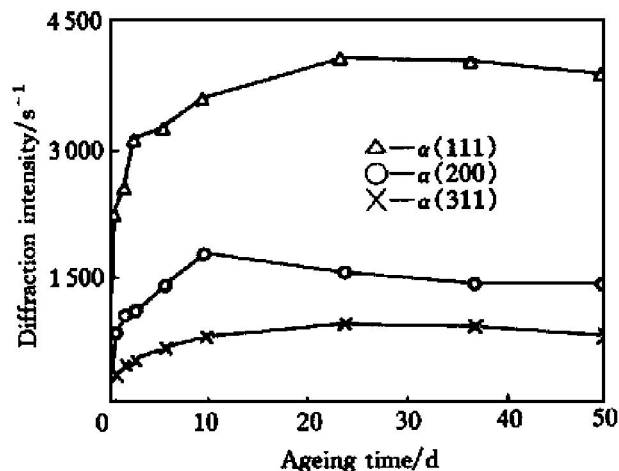


图 3 过饱和 ZAC27 合金时效过程中 α 相的衍射强度变化趋势

Fig. 3 Diffraction intensity of α phase in supersaturated ZAC27 alloy as a function of time during natural ageing

原子半径小的锌、铜从 β 相中脱溶, β 相转变成含少量锌、铜的 α 相, 其晶格常数变大, 晶面间距也变大。比较 β 相和时效 50d 后的 α 相的晶面间距值(表 1), 可知二者有较大的差别, 说明铜、锌的脱溶量较大。α 相的晶面间距值和纯铝的相差无几, 说明 α 相基本上为纯铝。η 相从一开始析出, 其晶面间距就与纯锌很接近, 时效 50d 后几乎不变, 表明 η 相是固溶铝和铜很少的富锌固溶体(表 2 所示)。

2.1.2 TEM 分析结果

图 5 所示为过饱和 ZAC27 合金自然时效过程中的组织变化。根据 Zn-Al 相图^[6], 过饱和 ZAC27 合金在淬火态时的组织为单相 β 固溶体。时效 1d

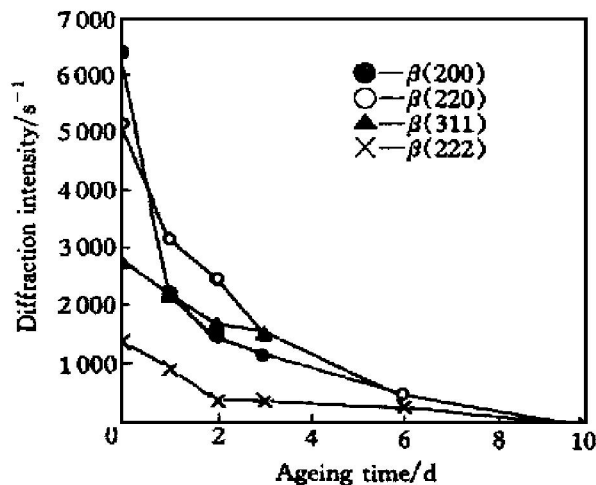


图 4 过饱和 ZAC27 合金自然时效过程中 β 相的衍射强度变化趋势

Fig. 4 Diffraction intensity of β phase in supersaturated ZAC27 alloy as a function of time during natural ageing

表 1 过饱和 ZAC27 合金时效过程中 铝锌固溶体相晶面间距的变化(A)

Table 1 Variation of crystal plane spacings of Al-Zn solid solution of supersaturated ZAC27 alloy during natural ageing (A)

Crystal plane	(111)	(200)	(220)	(311)
d_{β} (As quenched)	2.312	2.002	1.416	1.207
d_{α} (Aged for 50 d)	2.335	2.023	1.431	1.220
d_{Al} (Pure)	2.338	2.024	1.431	1.221

表 2 过饱和 ZAC27 合金时效过程中 η 相晶面间距的变化(A)

Table 2 Variation of crystal plane spacings of η phase in supersaturated ZAC27 alloy during natural ageing (A)

Crystal plane	(101)	(102)	(110)	(112)	(201)
d_{η} (Aged for 1 d)	2.092	1.683	1.335	1.172	1.125
d_{η} (Aged for 50 d)	2.091	1.685	1.332	1.172	1.124
d_{Zn} (Pure)	2.091	1.687	1.332	1.173	1.124

后, 组织中出现细小的 η 相(图 5(a)), 这与 X 射线衍射结果相一致。由 X 射线衍射结果可知, 此时组织中还形成了 α 相, 但由于 α 相和 β 相同为晶格结构相同的铝锌固溶体, 在透射电镜下难以分辨。时效 3d 后, 组织中原来析出的 η 相变大(图 5(b)), 并出现了胞状反应产物 α 相和 η 相, 可以看到, 胞状反应正在进行, 胞状区边缘比较粗大的 α 相和 η 相正在吞并前方细小的 α 相和 η 相(图 5(c))。从 X 射线衍射结果可知, 此时组织中还出现了较多的 ε 相, 但在 TEM 组织中难以观察出有 ε 相的析

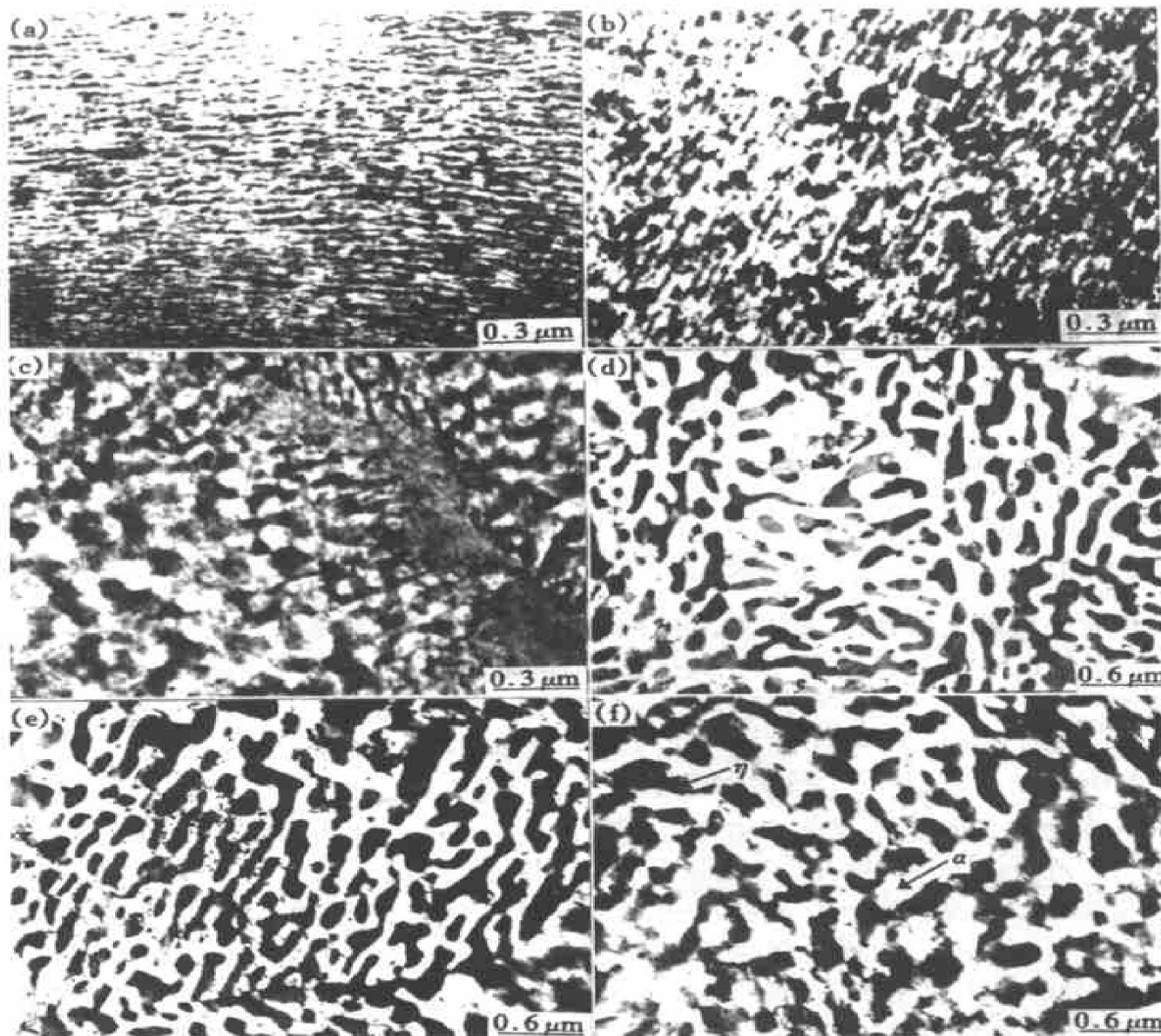


图 5 过饱和 ZAC27 合金自然时效过程中的组织变化

Fig. 5 Microstructure evolution of supersaturated ZAC27 alloy during natural ageing

(a) —Ageing 1 d; (b) —Ageing 3 d; (c) —Ageing 3 d; (d) —Ageing 10 d; (e) —Ageing 50 d; (f) —Ageing 70 d

出,说明 ϵ 相非常细小。时效到第 10 d 时,组织已基本由短棒状的 α 相和 η 相组成,同时还有少量非常细小的 ϵ 相(图 5(d))。由 X 射线衍射结果可知,此时 β 相已分解完毕, α 相和 η 相量的快速增长阶段已基本结束。此后持续时效,组织进一步粒化、聚集,形成由近似等轴的短棒状晶粒构成的组织(图 5(e))。据文献报道^[18,20],ZAC27 合金在时效过程中 ϵ 相会与铝基固溶体 α 相发生四相反应: $\alpha + \epsilon \rightarrow T' + \eta$,生成 T' 平衡相(Al_4Cu_3Zn)和 η 相。在过饱和 ZAC27 时效 50 d 后,组织已基本稳定(图 5(f)),但无论从 X 射线衍射结果还是透射电镜组织中,都未见到 T' 相的形成。因此可以肯定,低温下 $\alpha + \epsilon \rightarrow T' + \eta$ 的四相转变非常缓慢,过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程中不会发生上述的四相反应,组织中不出现 T' 相。

2.2 阻尼性能变化规律

图 6 所示为过饱和 ZAC27 合金的声频阻尼性能与自然时效时间的关系。由图 6 可见,刚淬火时的阻尼值很低,为 6.5×10^{-4} ;随时效时间的延长,合金阻尼性能急剧提高,尤以时效前 5 d 为甚。阻尼性能在时效到第 10 d 时达到最高值,为 6.6×10^{-3} ,比刚淬火时的阻尼值提高了近 10 倍。随后阻尼性能缓慢下降,至 50 d 后基本稳定不变,稳定后的阻尼值为 4×10^{-3} 。

3 分析与讨论

金属材料的阻尼主要归因于热弹性阻尼、磁性

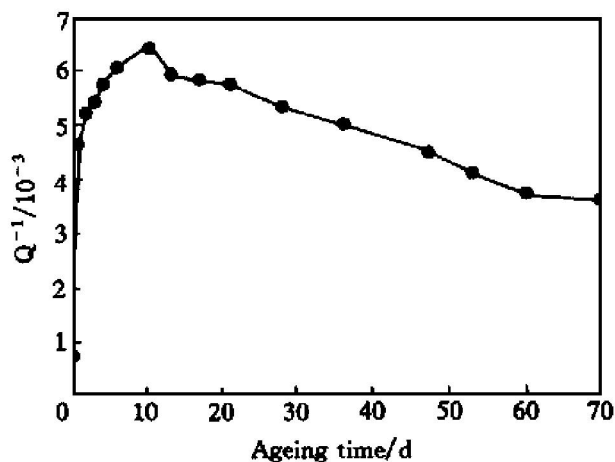


图6 过饱和 ZAC27 合金的阻尼性能
与自然时效时间的关系

Fig. 6 Variation of damping capacities of super-saturated ZAC27 alloy with natural ageing time

阻尼、粘性阻尼和缺陷阻尼。磁性阻尼是铁磁金属受到外力作用时,引起磁畴壁的微小移动而磁化从而产生能量损耗引起的。锌铝合金是非磁性合金,故不存在磁性阻尼。粘性阻尼是当外界温度很高时,材料表现粘弹性而具有的阻尼,此时的应力与应变关系不再具有线性,变形也不能完全恢复。锌铝合金使用温度一般在 150 °C 以下,研究表明^[21],在 150 °C 以下小应力时 ZAC27 合金仍表现出滞弹性,故粘性阻尼可以不予考虑。热弹性阻尼是由于材料内部各点受力不均匀,在材料内部造成温度差,从而产生热流引起能量耗散产生的。前已述及,声频阻尼是采用悬臂梁振动法进行测量的,试样弯曲振动时,其内部存在不均匀应变,受拉部分的温度偏低,而受压部分的温度则偏高。这样振动的机械能便不可逆地转换为热能,引起热弹性阻尼。在本实验条件下, ZAC27 合金的热弹性阻尼为 9×10^{-5} ^[21],与 ZAC27 合金的稳态阻尼值 4×10^{-3} 相比可知,热弹性阻尼约为稳态阻尼的 2.3%。这说明热弹性阻尼在声频阻尼中只占很小的一部分。缺陷阻尼是由于材料本身阻碍缺陷区域的原子运动而引起的固有阻尼。可见, ZAC27 合金的阻尼主要是由材料的缺陷引起的。多晶金属材料中的缺陷包括点缺陷(空位和有序)、线缺陷(位错)、面缺陷(晶界、相界、孪晶面、磁畴壁和堆垛层错等)和体缺陷(微孔和微裂纹)。点缺陷可产生低到中等水平的阻尼,线缺陷可产生中到高的阻尼,面缺陷可产生高的阻尼^[3]。因此过饱和 ZAC27 合金在自然时效过程中,阻尼及其变化主要归因于外加应力诱导下的界面和位错运动即界面阻尼和位错阻尼,现分述如下。

3.1 界面阻尼

多晶金属材料在外加交变应力作用下,晶界和相界均受到一定的剪切力。当晶界面和相界面间的剪切应力值足以克服界面的粘滞应力时,界面便可能发生滑动,从而产生内耗。ZAC27 合金在室温下的平衡组织是由富铝的 α 相和富锌的 η 相以及富铜的 ϵ 相组成的复相组织。在外部的交变应力作用下, ZAC27 合金的晶界和相界间可以产生粘滞性滑动,消耗振动能量^[22];同时合金中的 α 相、 η 相和 ϵ 相具有不同的弹性模量,这样在同一应力作用下,各相产生的应变大小不同,便在相之间的界面上造成应变不匹配,这种应变不匹配不仅有助于两相的界面滑动,还可能产生较大的应力集中,使得相对较软的相产生局部的微塑性变形,也使振动能量得以消耗,从而提高了材料的阻尼性能^[23]。由此可见, ZAC27 合金的阻尼性能主要依赖于晶界、相界面积的大小,组织越细小,界面越多,则材料的阻尼性能越高。ZAC27 合金刚淬火时,其组织为单相 β 固溶体,晶粒粗大,界面少,因此阻尼性能低。时效过程中,由于 α 相、 η 相和 ϵ 相的析出,组织中的相界面明显增多,故阻尼性能增长很快。时效至第 10d 时, β 相已完全分解为 α 相、 η 相和 ϵ 相,此时相界面面积达到最大值,因此阻尼能力亦达到最高。此后随着时效的继续进行, α 相、 η 相和 ϵ 相逐渐粗化,相界面面积减少,阻尼性能下降。时效 50d 后,组织基本稳定,因此阻尼性能不再变化。

3.2 位错阻尼

位错对过饱和 ZAC27 合金自然时效过程中的阻尼变化也有贡献。任何金属材料中都存在位错,在外加交变应力作用下位错振荡可消耗能量,从而产生内耗,提高金属材料的阻尼性能。材料中由位错引起的与振幅大小无关的内耗为^[24]

$$Q_i^{-1} = \frac{\Delta B L^4 \omega}{36 G b^2} \quad (3)$$

式中 L 是位错线的平均长度, b 是 Burgers 矢量的大小, ω 是角频率, Δ 是位错密度, B 是阻尼常数, G 是剪切模量。可见内耗与位错线的平均长度 L 的四次方成正比,因此内耗对 L 的变化很敏感。ZAC27 合金经高温固溶化并淬火处理后,高温时的空位被冻结到室温。这些空位凝聚到位错线上,钉扎位错,使 L 减小,因此刚淬火时合金的阻尼性能很低。随时效的进行,空位不断合并和湮灭,其对位错的钉扎作用减弱;同时自然时效过程中析出的 α 相和 η 相分别是低溶质原子含量的极稀固溶体,因此溶质原子对位错运动的钉扎作用较弱,也使得

位错容易运动和位错线的平均长度 L 增大, 从而使得由位错引起的内耗提高, 这也有助于材料整体阻尼性能的提高。

4 结论

过饱和 ZAC27 合金在时效过程中, β 固溶体发生脱溶分解形成 α 相、 η 相和 ε 相。时效 10 d 后, β 相分解完全, 三相之间的相界面面积达到最大。此后各相进一步粒化、聚集, 形成较粗大的组织。时效 50 d 后组织稳定, 平衡组织由近似等轴的短棒状 α 相、 η 相和 ε 相三相晶粒组成。在时效过程中, 阻尼性能随时间也发生很大的变化。刚淬火时, 阻尼性能很低, 时效初期, 阻尼性能上升很快, 10 d 后达到峰值, 随后阻尼性能缓慢下降; 50 d 后达到稳定, 阻尼能力为 4×10^{-3} , 与铸态相比, 提高了约 3 倍。过饱和 ZAC27 合金的阻尼来源于界面阻尼和位错阻尼, η 相和 ε 相从过饱和 ZAC27 合金中的脱溶、淬火空位和溶质原子对位错的钉扎以及空位的合并与湮灭是过饱和 ZAC27 合金阻尼性能产生变化的主要原因。研究表明, ZAC27 合金固溶化后自然时效处理是一种很好的提高阻尼性能的热处理工艺。

[REFERENCES]

- [1] SUN Qing-hong(孙庆鸿), ZHANG Qir-jun(张启军) and YAO Huir-zhu(姚慧珠). The Damping Control for Vibration and Noise(振动与噪声的阻尼控制) [M]. Beijing: The Publishing House of Machinery Industry, 1992. 1– 60.
- [2] McDonald S L and Perkins J. The ‘quiet’ alloys [J]. Machine Design, 1978, 50(8): 202– 206.
- [3] Ritchie I G and PAN Z-L. High-damping metals and alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22A: 607 – 616.
- [4] Van Cleave D A. New alloys succeed in damping noise levels [J]. Iron Age Metalworking International, 1977, 16(10): 34– 35.
- [5] Zhang J, Perez R J and Lavernia E J. Documentation of damping capacity of metallic, ceramic and metal-matrix composite materials [J]. Journal of Material Science, 1993, 28: 2395– 2404.
- [6] Sahoo M and Whiting L V. Foundry characteristics of sand cast Zn-Al alloys [J]. AFS Transactions, 1984, 38: 861– 870.
- [7] Gervais E, Barnhurst R J and Loong C A. An analysis of selected properties of ZA alloys [J]. Journal of Metals, 1985, 37: 43– 47.
- [8] Savas M A and Altintas S. The microstructural control of cast and mechanical properties of zinc-aluminum alloys [J]. Journal of Material Science, 1993, 28: 1775 – 1780.
- [9] Goodwin F E. Zinc alloys for high damping applications—A first progress report [J]. SAE Transaction, Section 2: Journal of Materials, 1988, 97: 153– 156.
- [10] Ritchie I G, PAN Z-L and Goodwin F E. Characterization of the damping properties of die-cast zinc-aluminum alloys [J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22A: 617– 622.
- [11] Otani T, Sakai T, Hoshino K, et al. Damping capacity of Zn-Al alloy castings [J]. J Phys, 1985, C10: 417– 420.
- [12] ZHANG Zhong-ming, WANG Jin-cheng, XU Dong-hui, et al. Influence of RE content on the damping capacity of alloy ZA27 [J]. Journal of Rare Earths, 1999, 17(2): 122– 125.
- [13] LIU Yong-chang, YANG Gen-cang, LU Yili, et al. Damping behavior and tribological property of as-spray-deposited high silicon alloy ZA27 [J]. Journal of Materials Processing Technology, 1999, 87: 53– 58.
- [14] GU Ming-yuan, CHEN Zheng-yang, WANG Zhang-min, et al. Damping characteristic of Zn-Al matrix composites [J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1994, 30(10): 1321– 1326.
- [15] Nuttall K. The damping characteristics of a superplastic Zn-Al eutectoid alloy [J]. Journal of the Institute of Metals, 1971, 99: 266– 270.
- [16] Tagami M, Ohtani T and Usami T. Effects of heat treatment, contents of Cu and Mg, and rolling reduction on the damping capacity and mechanical properties of Zn-22% Al alloys [J]. Journal of Japan Institute of Light Metals, 1988, 38(2): 107– 113.
- [17] WANG Hong-min, CHEN Quan-de, WU Yir-gui, et al. Microstructure and properties of supersaturated ZA27 alloy during natural ageing [J]. Journal of Material Science, 1992, 27: 1212– 1216.
- [18] CHEN Yun-gui(陈云贵), TU Ming-jing(涂铭旌), SHEN Bao-luo(沈保罗), et al. 过饱和 ZA27 的尺寸收缩及其与组织转变的关系 [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报), 1998, 8(2): 254– 258.
- [19] ZHU Xian-fang(朱贤方) and SHUI Ji-peng(水嘉鹏). 计算自由衰减内耗准确公式 [J]. Physical Testing and Chemical Analysis, Part A: Physical Testing(理

- 化检验-物理分册), 1995, 31(4): 45-46.
- [20] Savaskan T and Murphy S. Decomposition of Zr-Al alloys in quench-aging [J]. *Material Science and Technology*, 1990, 6(8): 695-703.
- [21] ZHANG Zhong-ming(张忠明). 锌铝高阻尼合金的组织转变、性能及其内耗机制[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 1999. 81.
- [22] ZHU Xian-fang. Stable damping associated with linear viscous motion of the interface in a multiphase Al-Zn alloy [J]. *J Appl Phys*, 1990, 67(12): 7287-7291.
- [23] ZHANG Zhong-ming(张忠明), WANG Jir-cheng(王锦程), XU Dong-hui(徐东辉), et al. 铝、铜、镁对铸态锌基合金组织和阻尼性能的影响[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报), 1999, 9(Suppl. 1): 1-6.
- [24] Nowick A S and Berry B S. *An elastic Relaxation in Crystalline Solids* [M]. New York: Academic Press, 1972: 415.

Damping capacities of supersaturated ZAC27 alloy and its relation with microstructural evolution

ZHANG Zhong-ming¹, WANG Jir-cheng², LIU Hong-zhao¹, YANG Gen-cang²

(1. School of Mechanical and Instrumental Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, P. R. China;

2. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China)

[Abstract] The microstructural evolution of supersaturated ZAC27 alloy and its damping capacities were investigated systematically in the period of natural ageing. The investigation shows that the microstructure of ZAC27 alloy evolves as follows: after 1 day ageing, α phase, η phase and ε phase appear in the alloy, moreover, the amount of α phase, η phase and ε phase increase with the increasing of ageing time; after 10 d ageing, the β phase decomposes and vanishes completely in the alloy; after 50 d ageing, phases gather and form the coarser equilibrium microstructure which consists of near equiaxed, shot club-shaped α , η and ε phase. Microstructure changes accompany with the variance of damping capacity. It is found that the damping capacities varies quickly and obviously during natural ageing. The damping capacity reaches the highest value 7×10^{-3} at the 10th day. Sequentially, the damping capacity decreases gradually, and reaches a constant value of 4×10^{-3} after 50 d natural ageing. The damping behavior in supersaturated ZAC27 alloy comes from a superposition of two mechanisms: interface damping and dislocation damping. The reasons for the great change of damping capacity of supersaturated ZAC27 alloy are as follows: 1) the precipitation of η and ε phases from supersaturated β solid solution and 2) the interaction of dislocation with vacancies and solute atoms. The results also indicate that solid solution + water quenching + natural ageing is the best heat treatment technique to improve the damping capacity of the ZAC27 alloy substantially.

[Key words] ZAC27 alloy; microstructural evolution; damping capacity

(编辑 袁赛前)