

Zn 含量对 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金显微组织、力学和阻尼性能的影响

宋鹏飞¹, 王敬丰^{1,2}, 周小蕙¹, 梁 浩^{1,3}, 潘复生^{1,2}

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400044;
2. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044;
3. 中国工程物理研究院 总体工程研究所, 绵阳 621900)

摘要: 采用扫描电子显微镜、能谱分析仪、X 射线衍射仪和动态机械热分析仪等研究 Zn 含量对 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr($x=0.6, 1.6, 2.6, 3.6$, 质量分数, %)合金显微组织、力学和阻尼性能的影响。结果表明: 铸态下, Mg-10Gd-6Y-0.6Zn-0.6Zr 合金中第二相主要为 $Mg_5(Gd, Y, Zn)$, 在 Mg 基体中, 由晶界处向晶内平行生长出大量层状相; 随 Zn 含量的增加, $Mg_5(Gd, Y, Zn)$ 相减少, $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相增多; 当 Zn 含量达到 3.6% 时, 第二相主要以 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相存在, Mg 基体中的层状相几乎消失。对于挤压态的 Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.6Zr 合金, 其基体中呈现大量扭曲的层状相, 合金抗拉强度达到 400 MPa, 随着 Zn 含量的增加, 合金强度呈下降趋势, 但塑性得到改善。铸态合金的阻尼性能随 Zn 含量的增加先下降后上升, 采用 Granato-Lücke(G-L)理论和 G-L 图对合金阻尼性能进行了分析和讨论。

关键词: Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金; 析出相; 力学性能; 阻尼性能; Granato-Lücke 理论

中图分类号: TG146.1⁺² 文献标志码: A

Effects of Zn content on microstructure, mechanical properties and damping capacities of Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

SONG Peng-fei¹, WANG Jing-feng^{1,2}, ZHOU Xiao-en¹, LIANG Hao^{1,3}, PAN Fu-sheng^{1,2}

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China;
2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400044, China;
3. Institute of System Engineering, China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621900, China)

Abstract: SEM, EDS, XRD and DMA (dynamic mechanical analysis) techniques were applied to investigating the effect of Zn content on microstructure, mechanical properties and damping capacities of Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys ($x=0.6, 1.6, 2.6, 3.6$, mass fraction, %). The results show that the major second phase in the as-cast Mg-10Gd-6Y-0.6Zn-0.6Zr alloy is $Mg_5(Gd, Y, Zn)$. Besides, a mass of lamellar phases grow parallelly with each other from the grain boundary to the grain interior. With the increase of Zn content, $Mg_5(Gd, Y, Zn)$ phase decreases and $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ increases continuously. When the Zn content is 3.6%, $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ exists as the major second phase, and the lamellar phases almost disappear. The numerous distorted lamellar phases precipitate in the grain interior of the as-extruded Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.6Zr alloy, whose tensile strength reaches 400 MPa. And with the increase of Zn content, the strength of the alloy decreases while the ductility is improved. Finally, the damping capacities of the as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys decrease firstly and increase afterwards, which were analyzed and discussed in terms of the Granato-Lücke (G-L) theories and G-L plots.

Key words: Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy; precipitate; mechanical property; damping capacity; Granato-Lücke theory

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51271206); 国家“十二五”科技支撑计划资助项目(2011BAE22B04); 新世纪优秀人才支持计划项目(NCET-11-0054)

收稿日期: 2011-05-11; 修訂日期: 2011-12-12

通信作者: 王敬丰, 教授, 博士; 电话: 023-65102206; E-mail: jfwang@cqu.edu.cn

近年来, 镁合金作为密度最低的商用金属结构材料, 具有较高的比强度、比刚度和较优的阻尼性能, 可显著降低车辆能耗、改善车辆结构、吸收振动和噪声, 因而受到国内外学者的广泛关注^[1-4]。而含 Gd 和 Y 等稀土元素的镁合金, 因其优异的力学性能、高温抗蠕变性能及显著的时效强化效应, 在航空、航天和民用交通工具等制造领域具有一定的应用前景^[5-8]。LIANG 等^[9]对 Mg-7Gd-3Y-0.4Zr(质量分数, %)合金进行了 200 °C 时效, 早期的时效硬化主要来自于 β'' 相的析出, 30 h 时 β'' 相和 β' 相的共存加速了时效硬化效果, 120 h 时达到时效峰, β'' 相已完全转化为 β' 相, 可见, β' 相成为了峰时效的主要贡献者。HE 等^[10]认为挤压态 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr(质量分数, %)合金的峰时效同样源于 β' 相的大量析出, 且其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别达到 403 MPa、311 MPa 和 15.3%。HONMA 等^[11]研究了含 Zn 的 Mg-2.0Gd-1.2Y-1.0Zn-0.2Zr(摩尔分数, %)合金的时效硬化行为, 发现随着时效时间的延长, 除 β'' 和 β' 相外, β_1 相和连续的 14H 型 LPSO 结构相也相继析出。在含 Zn 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金中出现的 LPSO 相可降低系统总能量, 激活基面位错运动, 提高合金的塑性。结合 β'' 和 β' 相的析出强化效果, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金具有成为高强韧镁合金的巨大发展潜力。

目前, 针对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的研究主要集中时效过程中的析出序列、析出相结构及其强化效果方面。然而, 该体系合金的主要相组成和相形貌对其力学性能和阻尼性能的影响还未深入探讨。本文作者研究通过添加不同含量的 Zn, 以得到不同相组成的 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 系列合金, 并探讨不同相组成及形貌对该系列合金对力学和阻尼性能的影响。

1 实验

实验材料 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 系列合金由 99.95%(质量分数)纯镁、99.95%(质量分数)纯锌、Mg-30Gd 中间合金、Mg-30Zr 中间合金和 Mg-25Y 中间合金, 在氩气保护的高频感应炉中熔炼, 自然冷却制得, 其实际成分如表 1 所列。首先对 d 80 mm 铸锭进行固溶处理, 工艺为 500 °C, 10 h, 随后, 在 2 500 t 的 LXJ 卧式挤压机上进行热挤压, 挤压温度为 450~480 °C, 挤压比为 28.2。

物相分析在 Rigaku D/MAX2500PC 型 X 射线衍射仪器上进行, 采用铜靶材, 扫描角度为 10°~80°, 扫描速度为 2(°)/min。采用 TESCAN 公司生产的

表 1 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的化学成分

Table 1 Chemical compositions of Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

Alloy No.	Mass fraction/%					$n(\text{Gd+Y})/n(\text{Zn})$
	Mg	Gd	Y	Zn	Zr	
I	83.69	9.42	5.58	0.68	0.63	11.86/1
II	82.79	9.35	5.54	1.71	0.60	4.65/1
III	81.66	9.19	5.60	2.82	0.72	2.81/1
IV	80.89	9.22	5.59	3.74	0.56	2.12/1

VEGA II LMU 可变真空 SEM 及 EDS 进行组织形貌扫描及化合物成分分析。拉伸实验在新三思 CMT-5105 微机控制电子万能实验机上进行, 拉伸速率为 3 mm/min。阻尼性能测试在 TAQ800 DMA 动态机械热分析仪上进行, 样品尺寸为 40 mm × 5 mm × 1 mm, 测试频率: $f=1$ Hz, 测试方式: 单悬臂梁。实验测量了其在室温下随应变振幅变化(4×10^{-5} ~ 8×10^{-3})的阻尼性能。

2 结果及讨论

2.1 Zn 含量对铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金相组成及显微组织的影响

通过图 1 中铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的 XRD 谱和先前的相关研究^[9, 12-14]确定, 合金 I、II 和 III 的相组成为 Mg 基体、 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 、 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 和 $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd}, \text{Zn})_5$ 相。但随着 Zn 含量的增加, $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 和 $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd}, \text{Zn})_5$ 相逐渐减少, 而 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 相不断增多。当 Zn 含量为 3.6%

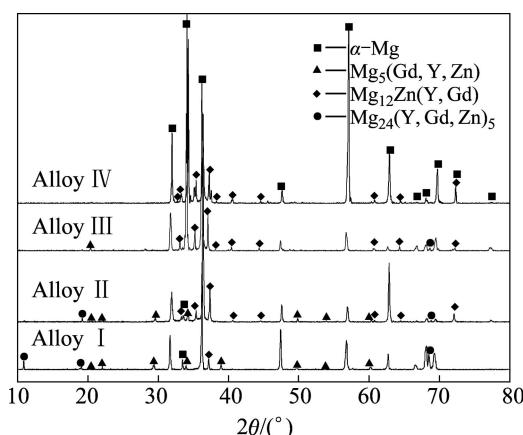


图 1 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的 XRD 谱

Fig. 1 XRD patterns of as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

时(合金IV), Mg₅(Gd, Y, Zn)和 Mg₂₄(Y, Gd, Zn)₅相已经完全被 Mg₁₂Zn (Y, Gd)相取代。

图2所示为铸态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金的SEM像。由图2可知,合金I的晶粒较大,亮白相相对较少,在Mg基体中,由晶界处向晶内平行生长出大量层状相;合金II晶粒略小,亮白相也相对较少,其中析出了部分层状的灰暗相,在Mg基体内同样存在大量层状相;合金III的晶粒明显减小,而灰暗相明显增多和粗化,亮白相进一步减少,Mg基体内的层状相大幅减少;但在合金IV中,灰暗相几乎全部取代了亮白相,而Mg基体内的层状相也几乎消失。

图3和表2所示分别为Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr铸态合金中各主要相的EDS检测位置及其检测结果。由图3和表2可知,随着Zn含量的增加,Mg基体中固溶的Gd、Y和Zn元素含量呈现不断下降的趋势,可见,Zn含量的增加促进了含Zn第二相的形成及Mg基体中部分固溶原子的脱溶析出。

在合金I和II的Mg基体中,不同晶粒内的层状

相生长方向各不相同,可见,该相的生长具有特定的晶体学取向。YAMASAKI等^[15]在Mg_{96.5}Zn₁Gd_{2.5}(摩尔分数,%)合金中检测出类似的层状相包含2H和LPSO结构,其平均化学成分为Mg-(0.2±0.1)%Zn-(1.4±0.1)%Gd(摩尔分数)和Mg-(11±1.0)%Zn-(8±1.0)%Gd(摩尔分数)。ZHANG等^[16]研究了凝固冷却速率对Mg-10Gd-3Y-1.8Zn-0.4Zr(质量分数,%)合金中相组成的影响,发现在0.1 K/s的冷却速率下,晶界处已出现该层状相,随着冷却速率的减小,如0.01 K/s的冷却速率下,该层状相大量析出,当冷却速率降至0.005 K/s时,该层状相几乎贯穿整个晶粒,其结构被认定为14H型的LPSO结构($a=0.337\text{ nm}$, $c=3.578\text{ nm}$)。而本研究的GWZ106系列合金是在自然条件下冷却,凝固冷却速率接近0.01 K/s,合金中层状相呈相似的析出形貌。所以,推测该层状相为在自冷却过程中由Mg基体中的堆垛层错转变而来的针状LPSO相。

Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金中的亮白相含有较多的Gd、Y和少量的Zn,元素Mg与Gd、Y和Zn的

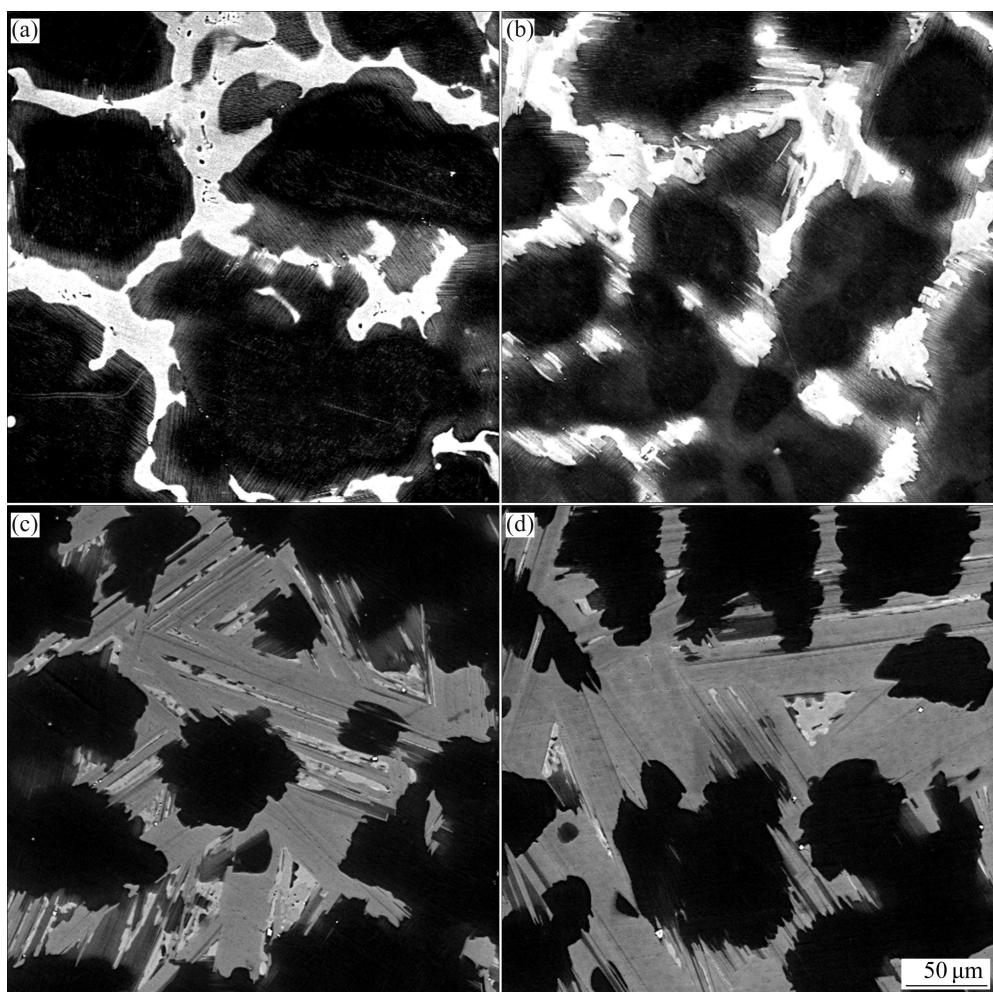


图2 铸态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金的SEM像

Fig. 2 SEM images of as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys: (a) Alloy I ; (b) Alloy II ; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

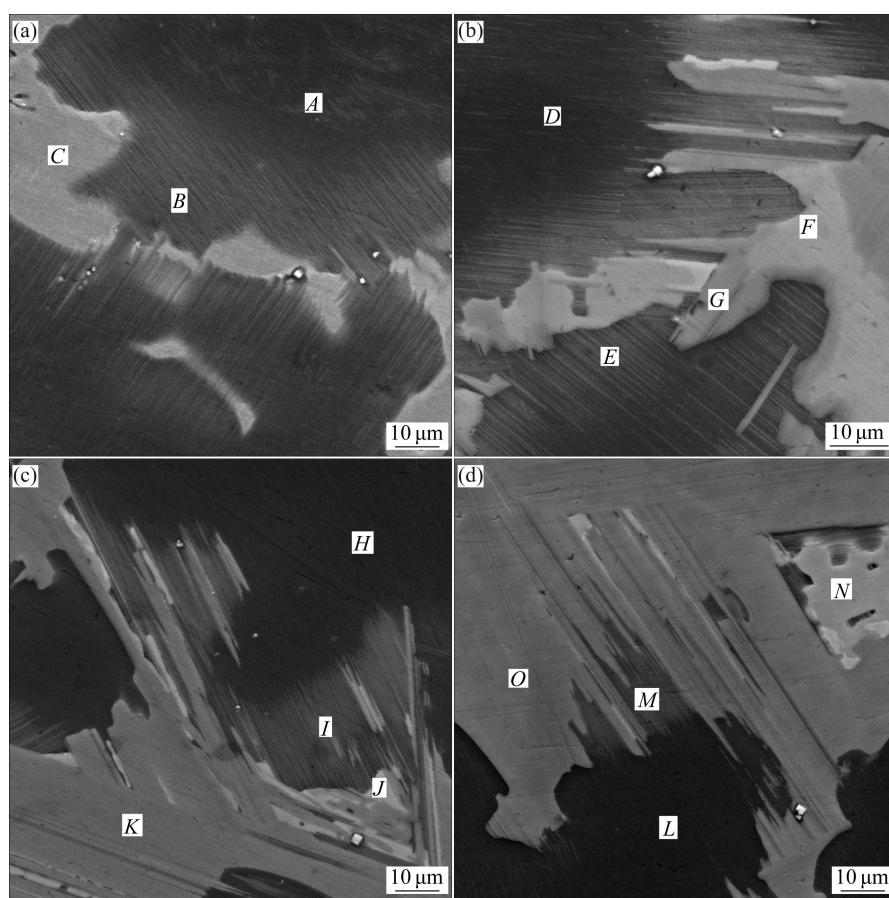


图 3 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金中各主要相的 EDS 检测点

Fig. 3 EDS test points of main phases in as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

表 2 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金中各主要相的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results for main phases in as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

Alloy No.	Main phase (Test point)	Mole fraction/%				
		Mg	Gd	Y	Zn	Zr
Alloy I	Mg matrix(A)	95.71	1.59	2.46	0.19	0.05
	lamellar phase(B)	95.17	1.81	2.42	0.60	—
	Bright phase(C)	86.20	5.56	7.36	0.89	—
Alloy II	Mg matrix(D)	97.96	0.69	1.11	0.15	0.09
	lamellar phase(E)	96.13	1.42	2.16	0.29	—
	Bright phase(F)	86.45	4.33	5.86	3.36	—
Alloy III	Gray phase(G)	87.40	4.39	4.30	3.91	—
	Mg matrix(H)	97.32	0.62	1.14	0.45	0.47
	lamellar phase(I)	95.44	1.71	2.10	0.76	—
Alloy IV	Bright phase(J)	82.77	8.56	6.07	2.60	—
	Gray phase(K)	87.57	2.59	4.48	5.36	—
	Mg matrix(L)	98.15	0.59	0.99	0.1	0.17
	lamellar phase(M)	95.53	1.34	1.96	1.17	—
	Bright phase(N)	83.34	8.07	5.76	2.83	—
	Gray phase(O)	88.01	2.69	4.37	4.94	—

质量比 $m(\text{Mg})/[m(\text{Gd})+m(\text{Y})+m(\text{Zn})]$ 为 5.53。现有研究表明, 在高 Y 低 Gd 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金中, 主要第二相为 $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd}, \text{Zn})_5$ 相^[17-19], 而在高 Gd 低 Y 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金中, 主要第二相为 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 相^[9, 13-14]。此外, GUO 等^[20]对 Mg-Gd-Y 系合金进行的相图计算和实验验证表明, Mg-12Gd-4Y-0.6Zr 合金在凝固过程中, $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y})$ 相作为主要第二相首先在 556 °C 析出, 当温度降至 342 °C 以下后, 少量的 $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd})_5$ 相才得以析出, 室温下合金的主要相组成为 79.56% $\alpha\text{-Mg}$ 、12.86% $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y})$ 、7.45% $\text{Mg}_{24}(\text{Y}, \text{Gd})_5$ 和 0.184 8% Zr。结合 EDS 检测结果和图 1 中 XRD 谱可以推断, Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金中的亮白相主要为 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 相。

在 4 种合金中, 合金 I 只有亮白相, 随着 Zn 的进一步增加, 合金 II、III 和 IV 才出现灰暗相。ZHANG 等^[16]在 0.005~5 K/s 的凝固冷却速率下制得 Mg-10Gd-3Y-1.8Zn-0.4Zr (质量分数, %) 合金的晶界处均发现有 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 相存在。而本合金体系的灰暗相中 Zn 含量较高, $m(\text{Mg})/[m(\text{Gd})+m(\text{Y})+m(\text{Zn})]$ 为 7.33, 与 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 的合金元素比值较为接近, 结合 XRD 谱可以推断该灰暗相为 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 相。

可见, LPSO 结构的 $\text{Mg}_{12}\text{Zn}(\text{Y}, \text{Gd})$ 相的形成需要充足 Zn 原子作为较小的间隙原子嵌入由 RE 原子引起的晶格畸变空隙中, RE 和 Zn 原子的周期性有序堆垛, 形成了 LPSO 结构。ITOT 等^[21]的研究结果表明, Mg-Zn-Y 合金中 14H LPSO 结构的近似化学成分为 Mg-7%Zn-6%Y(摩尔分数), 其 $n(\text{Zn})/n(\text{Y})$ 为 1.17:1, 在 Mg96.5Zn1Gd2.5 合金中, 14H LPSO 结构的近似化学成分为 Mg-(11±1.0)%Zn-(8±1.0)%Gd(摩尔分数)^[22], 其 $n(\text{Zn})/n(\text{Gd})$ 为 1.38:1, 而本合金中灰暗相的近似化学成分为 Mg-(4.5±0.5)%Zn-(4.5±0.2)%Y-(3.0±1.0)%Gd(摩尔分数), 其中, $n(\text{Zn})/n(\text{Y})$ 和 $n(\text{Zn})/n(\text{Gd})$ 分别约为 1:1 和 1.45:1。可见, 该灰暗相同时保留了 Mg-Zn-Gd 和 Mg-Zn-Y 合金中各自 14H 型 LPSO 结构的 Zn/RE 原子堆垛序列。

2.2 Zn 含量对挤压态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金显微组织的影响

图 4 所示为挤压态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的 SEM 像。由图 4 可见, 合金 I 中的 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 相

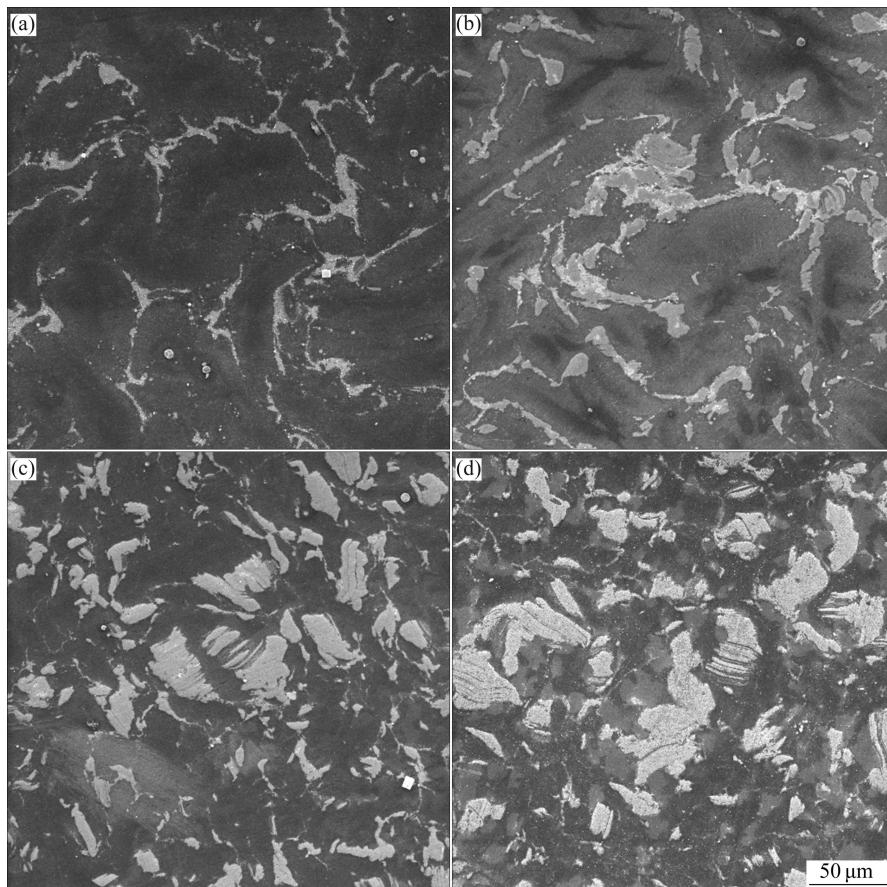


图 4 挤压态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的 SEM 像

Fig. 4 SEM images of as-extruded Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

主要以细长的流线状沿晶界分布, 平行生长的层状相由于挤压而发生了扭曲, 数量较铸态时有所增加。合金II中由于Zn含量的增加, Mg₅(Gd, Y, Zn)相和Mg₁₂Zn(Y, Gd)相混杂在一起, 且第二相的相貌除了流线状外, 还呈现出较多的块状。此外, 与铸态相比, 合金II中的层状相的数量增幅更加明显, 分布更加密集, 扭曲的层状相几乎覆盖了整个Mg基体。而随着Zn含量的进一步增加, 合金III和IV中的Mg₁₂Zn(Y, Gd)相数量逐渐增多, 主要以大小不同的块状分布, 而层状相大幅减少, 合金IV中已几乎无层状相。

图5和表3所示分别为挤压态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金中各主要相的EDS检测点和检测结果。对比表2和表3中Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金的EDS结果可见, 挤压态与铸态相比, 合金I和II的层状相明显增多, 而合金III和IV铸态中仅存的少量层状相在挤压后数量进一步减少。可见, 挤压前的固溶处理和热挤压促使低Zn含量合金中层状相的进一步析出和

高Zn含量合金中层状相的分解, 所以, 表2和3中Mg基体的EDS对比结果表明, 合金III和IV基体中固溶原子的含量有所增加。

在合金III和IV铸态中仅存的少量Mg₅(Gd, Y, Zn)相在挤压态下已几乎观察不到, 可见, 高Zn含量的合金III和IV经固溶和挤压后, 低Zn含量的Mg₅(Gd, Y, Zn)相分解为高Zn含量的Mg₁₂Zn(Y, Gd)相。此外, 灰暗相Mg₁₂Zn(Y, Gd)的EDS结果并无显著的变化, 表现为Mg₁₂Zn(Y, Gd)相在Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金体系中具有稳定的化学成分和热稳定性。

2.3 Zn含量对挤压态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金力学性能的影响

图6所示为挤压态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金的拉伸应力—应变曲线。由图6可见, 低Zn含量的合金I已具有较高的抗拉强度(389 MPa), 当Zn含量达到1.6%时, 合金II的强度达到400 MPa, 伸长率也有

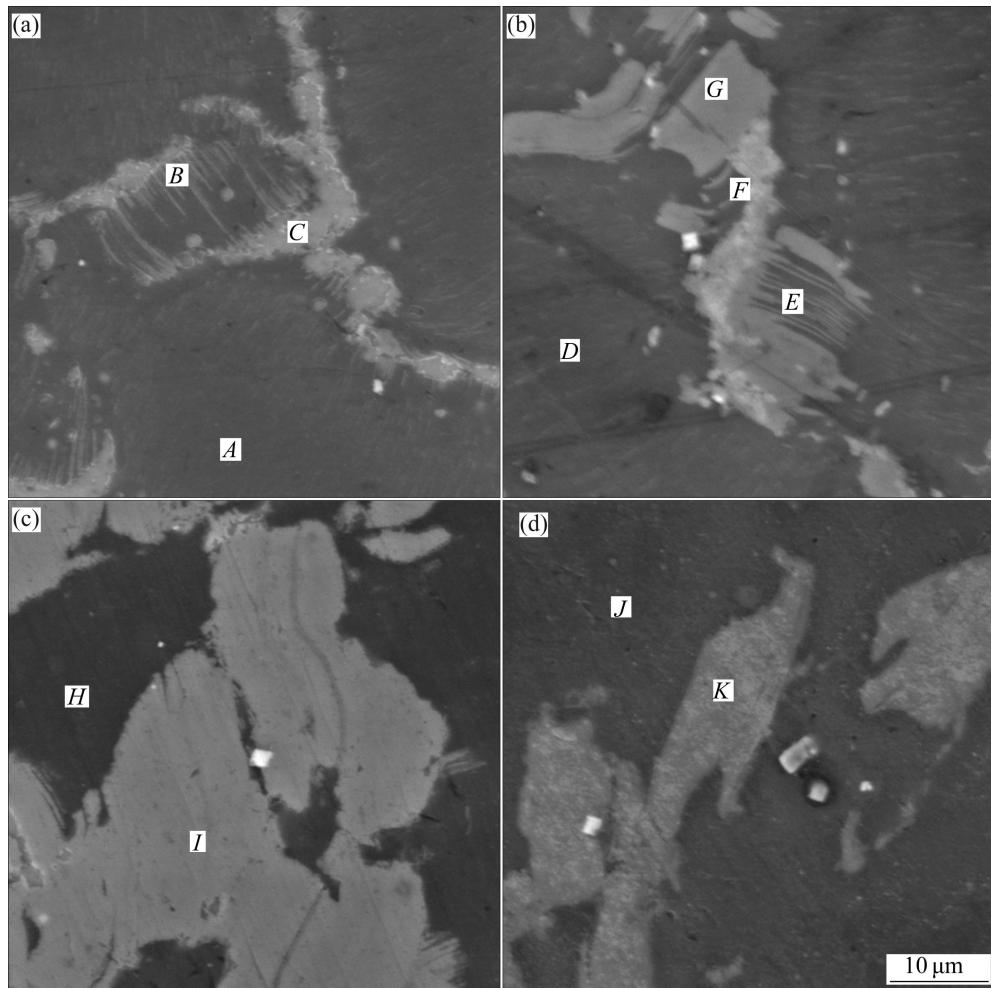


图5 挤压态Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr合金中各主要相的EDS检测点

Fig. 5 EDS test points of main phases in as-extruded Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys: (a) Alloy I; (b) Alloy II; (c) Alloy III; (d) Alloy IV

表3 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 挤压态合金中各主要相的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results for main phases in as-extruded Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

Alloy code	Main phases(Test point)	Mole fraction/%				
		Mg	Gd	Y	Zn	Zr
Alloy I	Mg matrix(A)	96.60	1.30	1.77	0.24	0.07
	lamellar phase(B)	96.22	1.41	1.93	0.51	—
	Bright phase(C)	88.22	4.60	6.44	1.00	—
Alloy II	Mg matrix(D)	96.34	1.34	1.70	0.40	0.23
	lamellar phase(E)	96.35	1.33	1.81	0.5	—
	Bright phase(F)	87.83	4.57	6.09	1.50	—
Alloy III	Gray phase(G)	87.60	3.00	4.66	4.73	—
	Mg matrix(H)	96.64	1.4	1.63	0.27	0.07
	Gray phase(I)	87.61	2.99	4.53	4.87	—
Alloy IV	Mg matrix(J)	97.34	0.86	1.18	0.35	0.29
	Gray phase(K)	88.09	2.80	4.33	4.77	—

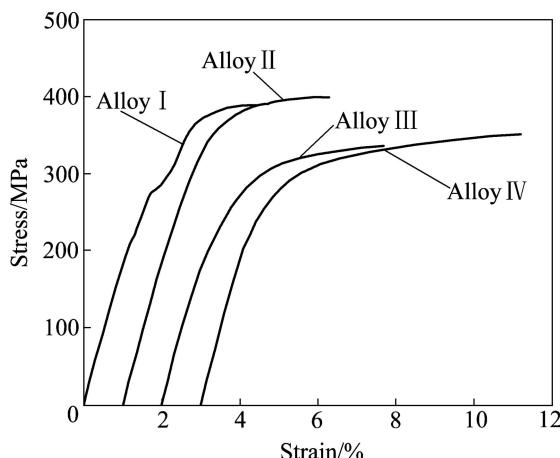


图 6 挤压态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的拉伸应力—应变曲线

Fig. 6 Tensile stress-strain curves of as-extruded Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

小幅增加。随 Zn 含量的进一步增加, Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的强度呈下降趋势, 但合金的伸长率不断增大, 分别为 2.7%、3.2%、3.9% 和 6.4%, 合金的塑性得到了改善。

由显微组织观察结果可知, 合金 I 中晶界处析出的第二相较少, 其对合金 Mg 基体晶粒的割裂作用较小, 且 Mg 基体中已有较多的层状相析出, 可起到显著的强化作用。而合金 II 中第二相较多地以 LPSO 结构的 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相存在, 且基体中大量的层状相几乎布满整个 Mg 基体, 强化效果更加显著。但是, 随着 Zn 含量的进一步增加, 虽然合金 III 和 IV 晶界处的第二相几乎全部以 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相存在, 但 Mg 基体中的层状相大幅减少, 强化作用已不再体现, 强度因

而大幅下降。但由于合金 IV 中 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相的体积增大, 合金 IV 的晶粒长大受到限制, 所以, 合金 IV 中的晶粒尺寸较小。小尺寸晶粒在变形过程中可产生转动以协调变形的不均匀性, 减小局部的应力集中。另一方面, 由于 LPSO 结构的 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相与 Mg 基体存在共格的相间界面, 延缓了裂纹萌生和扩展, 从而呈现较好的塑性和韧性。

2.4 Zn 含量对铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金阻尼性能的影响

图 7 所示为铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的阻尼—应变振幅曲线。由图 7 可知: 4 种合金的临界应变振幅较大, 在 8×10^{-4} 左右; 4 种合金在小应变振幅

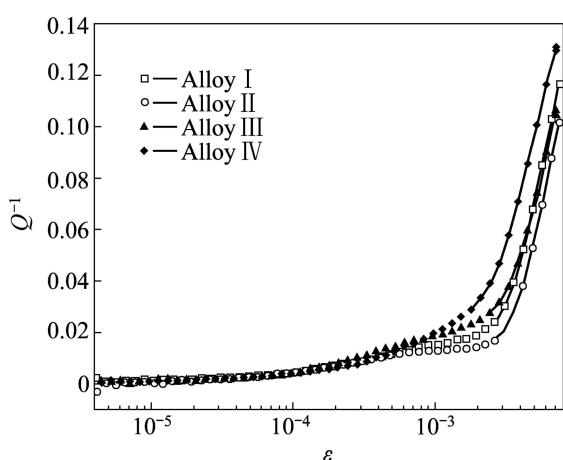


图 7 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的阻尼—应变振幅曲线

Fig. 7 Damping-strain ($Q^{-1}-\varepsilon$) amplitude curves of as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

下的阻尼(Q^{-1})几乎是一致的, 当应变达到临界应变振幅后, Q^{-1} 值超过了 0.01; 在大应变振幅下, 合金 II 的阻尼相对合金 I 先是有所降低, 随后合金 III 又回升至合金 I 的水平, 随着 Zn 含量的进一步增加, 合金 IV 的阻尼性能明显超过了合金 I 的阻尼性能。

镁合金室温下的阻尼机制主要是位错阻尼机制, 因此, 可对室温下几种合金的阻尼性能进行 G-L 理论分析。根据 G-L 位错钉扎模型, 低温下镁合金的阻尼是由可动位错与点缺陷的交互作用产生的。晶体中位错除了被一些不可动的点缺陷(一般为位错网节点或沉淀粒子, 称为“强钉”)钉扎外, 还被一些可以开脱的点缺陷(如杂质原子、空位等, 称为“弱钉”)钉扎。在小应变振幅下, 位错在钉扎点被钉扎住, 随着较小的交变应力, 仅在弱钉点之间“弓出”作往复运动, 从而引起较小的内耗。在大应变振幅下, 当外加应力增加到脱钉应力时, 位错在弱钉扎点处开脱而发生“雪崩式”的脱钉过程, 但当应力撤去时, 位段作弹性收缩, 最后被重新钉扎住。在脱钉与缩回的过程中, 产生了静滞后内耗, 可用式(1)表示^[23]:

$$\ln(\varepsilon Q_h^{-1}) = \ln(C_1 - C_2 \varepsilon^{-1}) \quad (1)$$

式中: $C_1 = \Omega A L_N^3 K \eta \alpha / (\pi^2 L_C^2)$; $C_2 = K \eta \alpha / L_C$; A 为可动位错密度; ε 为应变振幅; Ω 为取向因子; K 为与弹性系数的各向异性和样品取向有关的因子; η 为溶质和溶剂原子的错配系数; α 为点阵常数; L_N 是强钉扎点之间的长度; L_C 是弱钉扎点之间的长度。

图 8 所示为由图 7 的阻尼应变振幅曲线作出 G-L 图, 反映 $\ln(\varepsilon Q_h^{-1})$ 与 $1/\varepsilon$ 的线性函数关系, 截距为 $\ln C_1$, 斜率为 $-C_2$, 截距越大或斜率越小, 表明合金的阻尼性能越好。在 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金中, 作为弱钉扎点的固溶原子数量并无显著的区别, L_C 值也相差

不大, 由式(1)可知, 各合金的 G-L 线的斜率也几乎保持一致, 如图 8 所示。合金 I 中仅在 Mg 基体边缘析出一些层状相, 而合金 II 中层状相几乎已经布满整个 Mg 基体, 位错在 Mg 晶粒中的运动受到极大限制, 强钉扎点之间的长度 L_N 大幅减小, 由式(1), G-L 线的截距为 $\ln C_1$ 相应地减小, 因而在图 8 中合金 II 的 G-L 线的截距最小。随着 Zn 含量的增加, Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金中由于 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 的大量析出, 层状相数量大幅减少, 而合金 IV 中的层状相几乎已消失, 所以, 合金 IV 的 Mg 基体中存在广阔的位错可动区, L_N 值最大, 由式(1)可知, 合金 IV 的 G-L 线应具有最大的截距 $\ln C_1$, 从而表现出最好的阻尼性能, 如图 7 所示。所以, 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金阻尼性能随着 Zn 含量的增加呈现先下降后回升的趋势, 这与不同合金中层状相的析出数量密切相关。

3 结论

1) 铸态 Mg-10Gd-6Y-0.6Zn-0.6Zr(质量分数, %) 合金中第二相主要为 $Mg_5(Gd, Y, Zn)$, 在 Mg 基体中, 由晶界向晶内生长出大量 LPSO 结构的层状相; 当 Zn 含量增至 1.6% 时, 合金中出现 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相, Mg 基体中的层状相大幅增加, 几乎覆盖整个 Mg 基体。当 Zn 含量达到 2.6% 时, $Mg_5(Gd, Y, Zn)$ 相和层状相大幅减少; 当 Zn 含量达到 3.6% 时, $Mg_5(Gd, Y, Zn)$ 相进一步减少, 层状相几乎消失, 第二相主要以 $Mg_{12}Zn(Y, Gd)$ 相存在。

2) 对于挤压态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金, 当 Zn 含量为 1.6% 时, 其基体中出现大量扭曲的层状相, 合金的抗拉强度达到 400 MPa。随着 Zn 含量的增加, 合金强度呈下降趋势, 塑性却得到改善, 含 3.6% Zn 合金的伸长率比含 1.6% Zn 的合金提高了 1 倍。

3) 随着 Zn 含量的增加, 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的阻尼性能呈现先下降后回升的趋势。

REFERENCES

- [1] 刘楚明, 纪仁峰, 周海涛, 陈明安. 镁及镁合金阻尼特性的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(9): 1319-1325.
LIU Chu-ming, JI Ren-feng, ZHOU Hai-tao, CHEN Ming-an. Research and development progress of damping capacity of magnesium and magnesium alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(9): 1319-1325.
- [2] WAN Di-qing, WANG Jin-cheng, YANG Gen-cang. A study of

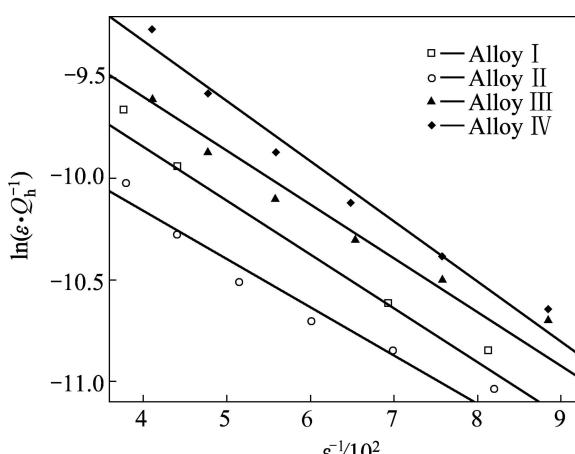


图 8 铸态 Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr 合金的 G-L 图

Fig. 8 G-L plots of as-cast Mg-10Gd-6Y-xZn-0.6Zr alloys

- the effect of Y on the mechanical properties, damping properties of high damping Mg-0.6%Zr based alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 517: 114–117.
- [3] 王敬丰, 高珊, 潘复生, 汤爱涛, 丁培道. 加工工艺对ZK60镁合金力学性能和阻尼性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(5): 821–825.
WANG Jing-feng, GAO Shan, PAN Fu-sheng, TANG Ai-tao, DING Pei-dao. Influence of process technology on mechanical and damping properties of ZK60 magnesium alloys [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(5): 821–825.
- [4] TSAI Ming-Hung, CHEN May-show, LIN Ling-hung, LIN Ming-hong, WU Ching-zong, OU Keng-liang, YU Chih-hua. Effect of heat treatment on the microstructures and damping properties of biomedical Mg-Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509: 813–819.
- [5] 刘楚明, 李冰峰, 王荣, 李慧中, 陈志永. 二次挤压对Mg-12Gd-3Y-0.6Zr合金显微组织及力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(2): 171–176.
LIU Chu-ming, LI Bing-feng, WANG Rong, LI Hui-zhong, CHEN Zhi-yong. Effect of double-extrusion on microstructure and mechanical properties of Mg-12Gd-3Y-0.6Zr alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(2): 171–176.
- [6] SCHUMANN S, FRIEDRICH H. Current and future use of magnesium in the automotive industry [J]. Materials Science Forum, 2003, 51: 419–422.
- [7] 张磊, 董选普, 李继强, 王爱华, 罗可, 樊自田. Mg-15Gd-3Y挤压合金的时效强化[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(4): 599–605.
ZHANG Lei, DONG Xuan-pu, LI Ji-qiang, WANG Ai-hua, LUO Ke, FAN Zi-tian. Aging strengthening of squeezed Mg-15Gd-3Y alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(4): 599–605.
- [8] ROKHLIN L L. Magnesium alloys containing rare earth Metals [R]. London: Taylor and Francis, 2003.
- [9] LIANG Shu-quan, GUAN Di-kai, CHEN Liang, GAO Zhao-he, TANG Hui-xiang, TONG Xu-ting, XIAO Rui. Precipitation and its effect on age-hardening behavior of as-cast Mg-Gd-Y alloy [J]. Materials and Design, 2011, 32: 361–364.
- [10] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427: 316–323.
- [11] HONMA T, OHKUBO T, KAMADO S, HONO K. Effect of Zn additions on the age-hardening of Mg-2.0Gd-1.2Y-0.2Zr alloys [J]. Acta Materialia, 2007, 55: 4137–4150.
- [12] LI D J, ZENG X Q, DONG J, ZHAI C Q, DING W J. Microstructure evolution of Mg-10Gd-3Y-1.2Zn-0.4Zr alloy during heat-treatment at 773 K [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 468: 164–169.
- [13] WANG Jun, MENG Jian, ZHANG De-ping, TANG Ding-xiang. Effect of Y for enhanced age hardening response and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 456: 78–84.
- [14] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. Effects of ageing treatment on microstructures and properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys with and without Zn additions [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 465: 232–238.
- [15] YAMASAKI M, ANAN T, YOSHIMOTO S, KAWAMURA Y. Mechanical properties of warm-extruded Mg-Zn-Gd alloy with coherent 14H long periodic stacking ordered structure precipitate [J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 799–803.
- [16] ZHANG S, YUAN G Y, LU C, DING W J. The relationship between (Mg,Zn)3RE phase and 14H-LPSO phase in Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys solidified at different cooling rates [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509: 3515–3521.
- [17] GAO Yan, WANG Qu-dong, GU Jin-hai, ZHAO Yang, TONG Yan, YIN Dong-di. Comparison of microstructure in Mg-10Y-5Gd-0.5Zr and Mg-10Y-5Gd-2Zn-0.5Zr alloys by conventional casting [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477: 374–378.
- [18] LIU Ke, ZHANG Jing-huai, SU Gui-hua, TANG Ding-xiang, ROKHLIN L L, ELKIN F M, MENG Jian. Influence of Zn content on the microstructure and mechanical properties of extruded Mg-5Y-4Gd-0.4Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481: 811–818.
- [19] LIU Ke, ROKHLIN L L, ELKIN F M, TANG Ding-xiang, MENG Jian. Effect of ageing treatment on the microstructures and mechanical properties of the extruded Mg-7Y-4Gd-1.5Zn-0.4Zr alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 828–834.
- [20] GUO Yong-chun, LI Jian-ping, LI Jin-shan, YANG Zhong, ZHAO Juan, XIA Feng, LIANG Min-xian. Mg-Gd-Y system phase diagram calculation and experimental clarification [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 450: 446–451.
- [21] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, HIROHASHI M. Long period stacking structures observed in $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloy [J]. Scripta Materialia, 2004, 51: 107–111.
- [22] YAMASAKI M, ANAN T, YOSHIMOTO S, KAWAMURA Y. Mechanical properties of warm-extruded Mg-Zn-Gd alloy with coherent 14H long periodic stacking ordered structure precipitate [J]. Scripta Materialia, 2005, 53: 799–803.
- [23] GRANATO A, LÜCKE K. Theory of mechanical damping due to dislocations [J]. Journal of Applied Physics, 1956, 27: 789–809.

(编辑 陈卫萍)