

La 对 ZK60 合金铸态组织与力学性能的影响

黄正华^{1, 2*}, 戚文军¹, 郑开宏¹, 张新明², 刘 敏¹, 余志明²

(1. 广州有色金属研究院, 广东 广州 510650; 2. 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083)

摘要: 镁合金在汽车、通讯电子和航空航天领域正得到日益广泛的应用, 但其室温和高温力学性能仍有待于提高。利用光学显微镜、扫描电子显微镜、X 射线衍射仪和差示扫描量热仪分析了铸态 ZK60- x La ($x=0 \sim 3$) 合金的组织 and 相组成, 测试了其硬度和拉伸力学性能。结果表明, 随着 La 含量的增加, 铸态组织逐渐细化, 低熔点 MgZn_2 相逐渐减少直至消失, 而生成的高熔点 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 新相逐渐增多, 且第二相趋于连续网状分布于晶界处。硬度 HV 分别在低和高 La 含量时出现峰值。随着 La 含量的增加, 室温抗拉强度 σ_b 和延伸率 δ 分别由 ZK60 合金的 225 MPa 和 9% 逐渐降至 ZK60-3.04La 合金的 137 MPa 和 1.5%, 拉伸断口由韧性断裂和脆性断裂的复合方式向单一的脆性断裂转变。但 La 的添加能有效提高合金的高温拉伸力学性能: 室温时, ZK60-1.03La 合金的 σ_b 要低于 ZK60 合金约 25 MPa; 423 K 时, ZK60-1.03La 和 ZK60 合金的 σ_b 分别降至 181 和 174 MPa, 前者已高于后者 7 MPa; 448 K 时, 两合金分别进一步降至 168 和 150 MPa, 两者差距进一步拉大至 18 MPa。这是由于 ZK60-1.03La 合金组织中只存在高热稳定性的 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 相, 可有效地钉扎晶界和阻碍高温晶界滑移。

关键词: ZK60 合金; La 变质; 组织; 力学性能

doi: 10.3969/j.issn.0258-7076.2012.05.027

中图分类号: TG146.2 文献标识码: A 文章编号: 0258-7076(2012)05-0835-06

Effects of La on As-Cast Microstructure and Mechanical Property of ZK60 Alloy

Huang Zhenghua^{1, 2*}, Qi Wenjun¹, Zheng Kaihong¹, Zhang Xinming², Liu Min¹, Yu Zhiming²

(1. Guangzhou Research Institute of Non-Ferrous Metals, Guangzhou 510650, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Magnesium alloys were used widely in automotive, communication, electronic and aerial industries, but their mechanical properties at ambient and elevated temperatures should be enhanced further. Microstructures and phase compositions of as-cast ZK60- x La ($x=0 \sim 3$) magnesium alloys were analyzed by optical microscope, scanning electron microscope, X-ray diffraction and differential scanning calorimetry. Meanwhile, the hardness and tensile mechanical property were tested. The results showed that as-cast microstructure was refined gradually with increasing the La content. MgZn_2 phase with low melting point gradually decreased to disappear, while $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ new phase with high melting point increased gradually. Meanwhile, second phase was inclined to distribute along grain boundary by continuous reticulation. Hardness HV exhibited peak values at low and high La contents, respectively. With increasing the La content, tensile strength σ_b and elongation δ at ambient temperature decreased gradually from 225 MPa and 9% for ZK60 alloy to 137 MPa and 1.5% for ZK60-3.04La alloy, respectively. Tensile fracture changed from the complex mode of ductile fracture and brittle fracture to single brittle fracture. However, the addition of La could enhance the tensile mechanical property at elevated temperature effectively. At ambient temperature, ZK60-1.03La alloy exhibited lower value of σ_b by 25 MPa than ZK60 alloy. At 423 K, σ_b was reduced to 181 and 174 MPa for ZK60-1.03La and ZK60 alloys, respectively, which led to higher value of σ_b by 7 MPa for the former alloy. At 448 K, σ_b was further reduced to 168 and 150 MPa for the two alloys, respectively, where the gap reached 18 MPa. Only $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ phase with high thermal stability existed among the microstructure of ZK60-1.03La alloy, which could pin the grain boundary and hinder its sliding at elevated temperature effectively.

Key words: ZK60 magnesium alloy; La modification; microstructure; mechanical property

收稿日期: 2012-06-15; 修订日期: 2012-06-28

基金项目: 广东省产学研重大项目 (2010A090200078) 资助项目

作者简介: 黄正华 (1978-), 男, 江苏昆山人, 博士; 研究方向: 高性能镁合金

* 通讯联系人 (E-mail: zhhuang@live.cn)

镁合金具有比重小、比强度和比刚度高、阻尼性能好等优点,在汽车、通讯电子和航空航天等领域正得到日益广泛的应用,成为本世纪重要的轻质高强环保结构材料之一^[1]。高强 ZK60 合金是目前应用较广的商用镁合金之一,但其组织中 MgZn₂ 相熔点 T_m 较低,仅为 620 K,其高温力学性能相对较差,有待于通过合金化和制备工艺的改善等方法来提高^[2]。稀土 RE 具有独特的核外电子排布及化学特性,在冶金过程中可净化合金熔体、改善组织和提高性能等。研究人员亦已广泛开展 RE (Y^[3-5], Ce^[6], Nd^[7], Gd^[8], Yb^[9] 和 Ho^[10] 等) 对 ZK60 合金组织和力学性能影响的研究。有关 La 对镁合金组织与力学性能影响的研究主要集中于 Mg-Al 系^[11-12],而 La 对 ZK60 合金组织与力学性能影响的研究报道较少。另外,镁合金的强化机制并不完善,除 α -Mg 基体外的第二相对镁合金力学性能也将产生重要影响。为此,本文将系统研究 La 含量对 ZK60 合金铸态组织与力学性能的影响,探讨 La 对镁合金的强化机制,为扩大镁合金的使用范围提供参考。

1 实 验

用 JY Ultima2 型等离子体原子发射光谱仪 (ICP) 测得的铸态 ZK60-xLa 合金化学成分列于表 1 中。各合金锭由工业纯 Mg, Zn 和 Mg-30% Zr, Mg-20% La (质量分数) 中间合金在 MRL-8 型镁合金电阻炉中熔炼而成。待纯 Mg 熔化后升温至 1003 K,依次将纯 Zn 和中间合金每隔 5 min 加入熔体中;接着在 1 h 内搅拌熔体两次,以保证成分均匀性;然后添加精炼剂搅拌后升温至 1023 ~ 1033 K,高温静置 30 min;最后待熔体温度冷却至 988 K,除渣后浇入预热温度为 523 K 的楔形金属型模具中,得到铸态试样。在整个熔铸过程中,用

表 1 铸态 ZK60-xLa 合金的化学成分(%, 质量分数)
Table 1 Chemical compositions of as-cast ZK60-xLa alloys (% , mass fraction)

Alloys	Zn	Zr	La	Mg
ZK60	5.83	0.66	-	Bal.
ZK60-0.32La	6.09	0.56	0.32	Bal.
ZK60-0.72La	6.07	0.62	0.72	Bal.
ZK60-1.06La	5.74	0.62	1.06	Bal.
ZK60-2.03La	5.73	0.59	2.03	Bal.
ZK60-3.04La	5.69	0.54	3.04	Bal.

N₂ + 0.2% SF₆ 的混合气体保护熔体。

经打磨、抛光的试样经 4% 硝酸酒精溶液腐蚀后,在 DMM-400C 型光学显微镜(OM)和配有 OXFORD 7412 型能谱仪(EDS)的 JEOL JXA-8100 型扫描电子显微镜(SEM)上进行组织观察。在采用 Cu 靶的 D/MAX-RC 型 X 射线衍射仪(XRD)上进行相组成分析。在高纯氩气保护的 Netzsch STA409 型差示扫描量热仪(DSC)上观察合金在加热熔化过程中的相变,加热速率为 20 K·min⁻¹。用 MH-5L 型维氏硬度计测试硬度,加载负荷为 9.8 N,加载时间为 20 s。小型板状标准拉伸试样在 GP-TS2000 型万能材料试验机上分别进行室温和高温拉伸试验,拉伸速度为 2 mm·min⁻¹。高温拉伸时,试样分别经 423 和 448 K 保温 10 min 后进行拉伸。

2 结果与讨论

2.1 铸态组织 图 1 为 ZK60-xLa 合金的铸态组织。可见,ZK60 合金铸态组织粗大,第二相较少,弥散分布;随着 La 含量的增加,铸态组织逐渐细化,第二相逐渐增多,且趋于连续网状分布于晶界处。SEM 图亦清楚表明上述变化(图 2)。

为确定添加 La 可能生成的新相,比较了铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的 XRD 谱(图 3)。可见,铸态 ZK60 合金的 XRD 谱除绝大部分 α -Mg 基体的峰外,还存在 MgZn₂ 相的峰,而铸态 ZK60-1.06La 合金的 XRD 谱除 α -Mg 基体峰外存在 τ_1 -Mg₄₂Zn₅₃La₅ 相的峰^[13],但无明显 MgZn₂ 相峰的存在,也不存在 Mg-La 二元相的峰。这表明,添加的 La 将优先与 Mg, Zn 结合生成 τ_1 -Mg₄₂Zn₅₃La₅ 新相。

图 4 为铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的 EDS 谱,其结果列于表 2 中。可见,ZK60 合金铸态组织存在分别含较少和较多 Zr 含量的两种不同形态的 Mg-Zn 相,未发现单质 Zr;而 ZK60-1.06La 合金铸态组织只存在 Mg-Zn-La 相,同时未观察到 Mg-Zn 或 Mg-La 相的存在。由于 EDS 谱选择范围受附近基体影响,Mg-Zn 和 Mg-Zn-La 相中各元素原子比与由 XRD 谱确定的 MgZn₂ 和 τ_1 -Mg₄₂Zn₅₃La₅ 相均有所差异。

图 5 为铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的等时加热 DSC 曲线。可见,两合金的等时加热 DSC 曲线均呈现两个吸热峰。第二吸热峰峰值温度 T_{p2} 相差不大(902 ~ 910 K),接近 α -Mg 基体的熔点 T_m

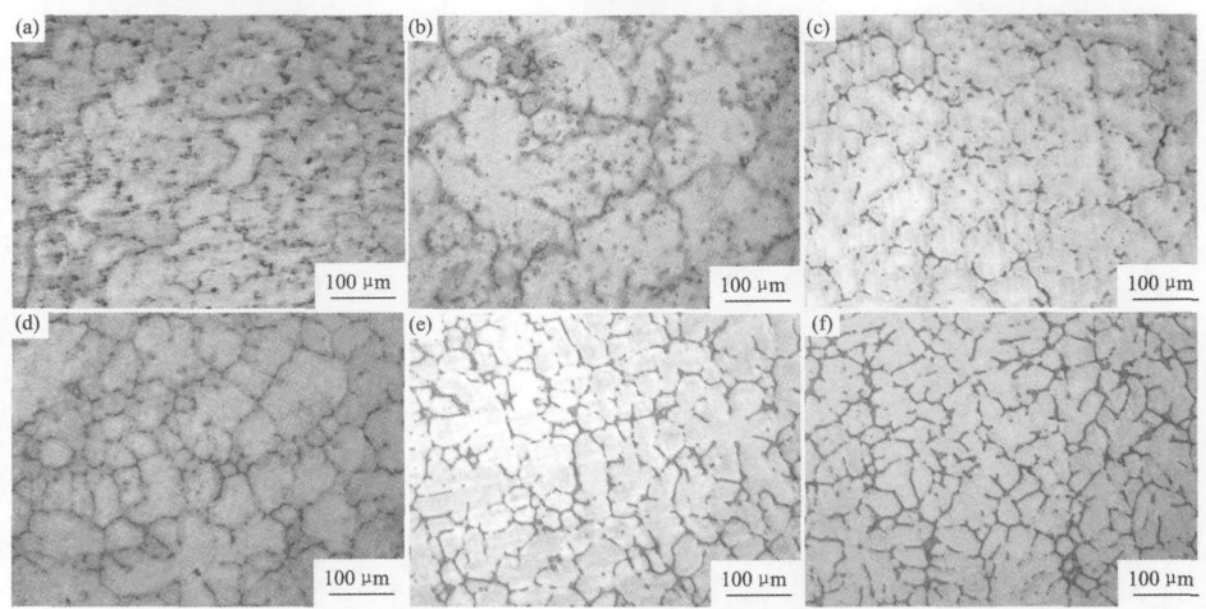


图 1 ZK60-*x*La 合金的铸态组织

Fig. 1 As-cast microstructures of ZK60-*x*La alloys

(a) ZK60; (b) ZK60-0.32La; (c) ZK60-0.72La; (d) ZK60-1.06La; (e) ZK60-2.03La; (f) ZK60-3.04La

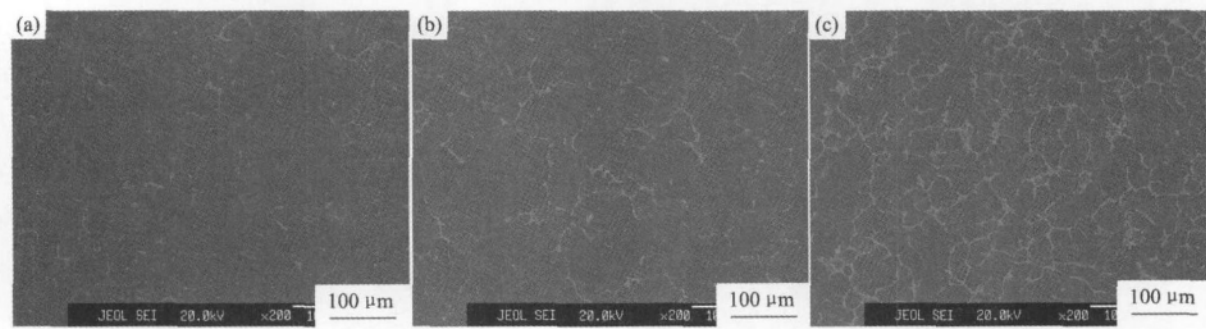


图 2 铸态 ZK60-*x*La 合金的 SEM 图

Fig. 2 SEM of as-cast ZK60-*x*La alloys

(a) ZK60; (b) ZK60-1.06La; (c) ZK60-3.04La

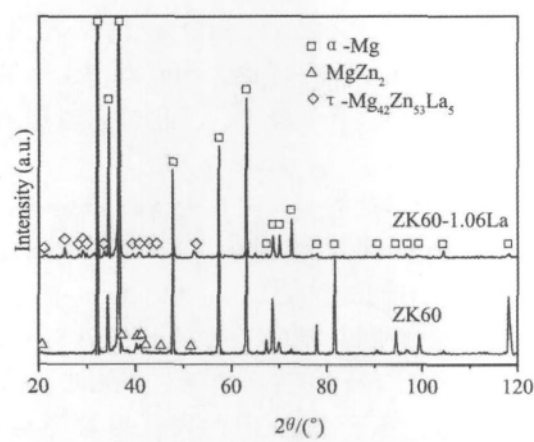


图 3 铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的 XRD 谱

Fig. 3 XRD spectra of as-cast ZK60 and ZK60-1.06La alloys

表 2 铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金 EDS 结果(%, 原子分数)

Table 2 EDS results of as-cast ZK60 and ZK60-1.06La alloys (% , atom fraction)

Alloys		Mg	Zn	Zr	La
ZK60	Spectrum 1	61.87	38.06	0.07	–
	Spectrum 2	21.11	60.29	18.60	–
	Spectrum 3	30.15	54.58	15.27	–
	Spectrum 4	72.78	26.97	0.25	–
	Spectrum 5	98.26	1.60	0.14	–
ZK60-1.06La	Spectrum 1	61.67	33.01	–	5.32
	Spectrum 2	70.09	25.22	–	4.69
	Spectrum 3	61.58	32.58	–	5.84

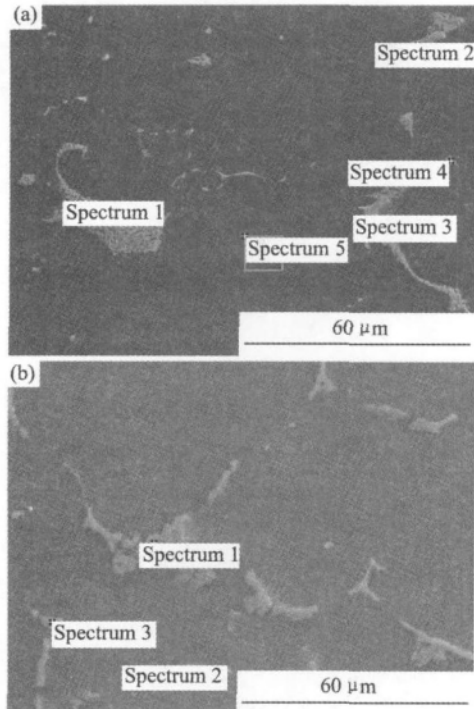


图4 铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的 EDS 谱
Fig. 4 EDS spectra of as-cast ZK60 and ZK60-1.06La alloys
(a) ZK60; (b) ZK60-1.06La

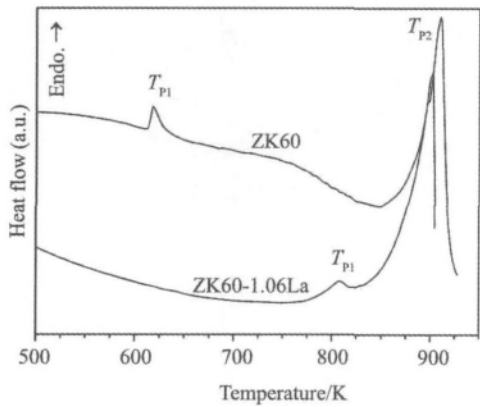


图5 铸态 ZK60 和 ZK60-1.06La 合金的等时加热 DSC 曲线
Fig. 5 Isochronal heating DSC curves of as-cast ZK60 and ZK60-1.06La alloys

(923 K)，因此第二吸热峰均对应 α -Mg 基体的熔化。而第一吸热峰峰值温度 T_{P1} 相差较大：ZK60 合金的 T_{P1} 为 618 K，接近 $MgZn_2$ 相熔点(620 K)，因此该合金的第一吸热峰对应 $MgZn_2$ 相的熔化；ZK60-1.06La 合金的 T_{P1} 提高至 809 K，虽然未查得 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 相的具体熔点值，但结合 XRD 和 SEM 结果可认为该合金的第一吸热峰对应 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 相的熔化，这表明 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 相具有更

高的热稳定性。

元素间形成化合物的难易程度可由其电负性差值 ΔEN 来判断。 ΔEN 越大，元素间结合力越大，越易形成金属间化合物^[14]。ZK60- x La 合金中 Mg，Zn 和 La 元素的电负性 EN 分别为 1.31，1.65 和 1.10^[14]。Zn-La 间的 ΔEN 值(0.55)要大于 Mg-Zn 和 Mg-La 间的 ΔEN 值(分别为 0.34 和 0.21)，表明 Zn 与 La 间具有更大的结合力，因此 Zn 将优先与 La，Mg 结合生成 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 新相。在此过程中消耗熔体中绝大部分 Zn 和 La，导致 ZK60 合金添加 La 后 $MgZn_2$ 相逐渐减少直至消失。

镁合金晶粒细化机制目前还不完全清楚，但其基本出发点均为增加形核速率和抑制晶核长大^[2,14]。偏析能力良好的溶质和有效的形核质点是晶粒细化过程必不可少的两因素，溶质偏析导致枝晶生长的液/固界面前沿产生成分过冷，阻碍枝晶生长并提供激活成分过冷区内形核质点的驱动力；形核质点的形核能力决定凝固开始及成分过冷区内有效晶核的数量。溶质元素的作用可用生长抑制因子 GRF 来表示： $GRF = \sum_i m_i c_{o,i} (k_i - 1)$ ，式中， m_i 为第 i 组元二元相图中的液相线斜率， $c_{o,i}$ 和 k_i 分别为第 i 组元的初始浓度和溶质分配系数。 GRF 值越大，细化能力越强。经计算，与其他 RE 相同，金属 La 呈现较大的 $m(k - 1)$ 值，为 9.48，因此 La 对 ZK60 合金铸态组织具有良好的细化作用。另一方面，组织细化也可由相熔点和原子扩散速度来进一步分析。由 DSC 分析得知， τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 新相的熔点 T_m 要高于 $MgZn_2$ 相，前者与 α -Mg 相的温度区间 ΔT_m 相应要小于后者，因此随着凝固过程的进行，形成 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 新相过程中原子的扩散范围较小，因此铸态组织有所细化。

2.2 室温力学性能 图 6 为铸态 ZK60- x La 合金的 HV 硬度。可见，添加少量 La(0.32%) 后，组织有所细化且同时存在 $MgZn_2$ 和少量 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 相，因此硬度由 ZK60 合金的 HV 53.8 显著提高至 HV 61.7；当 La 含量增至 0.72% 时， $MgZn_2$ 相有可能已完全消失，因此硬度显著降至 HV 54.5，仍稍高于 ZK60 合金；随着 La 含量的继续增加(0.72%~2.03%)，组织逐渐细化和 τ_1 - $Mg_{42}Zn_{53}La_5$ 相逐渐增多，因此硬度逐渐提高至 HV 62.6，

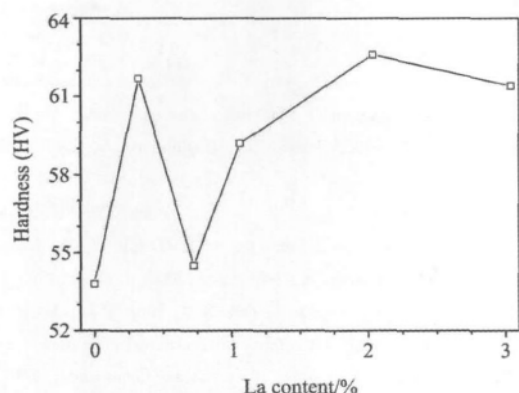


图6 铸态 ZK60-xLa 合金的硬度

Fig. 6 Hardness of as-cast ZK60-xLa alloys

达到最大值; 当 La 含量增至 3.04% 时, 组织细化和 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 相增加均不明显, 因此硬度稍有降低。

图 7(a) 为铸态 ZK60-xLa 合金的室温拉伸力学性能。可见, 随着 La 含量的增加, 室温抗拉强度 σ_b 和延伸率 δ 呈逐渐下降的趋势, 分别从 ZK60 合金的 225 MPa 和 9% 逐渐降至 ZK60-3.04La 合金

的 137 MPa 和 1.5%。图 8 为铸态 ZK60-xLa 合金的室温拉伸断口 SEM 形貌。可见, ZK60 合金拉伸断口呈现韧性断裂和脆性断裂的复合方式, 存在较多韧窝, 而解理台阶和河流花样相对较少; ZK60-1.06La 合金拉伸断口绝大部分呈现河流花样的脆性断裂, 只存在极少量的韧窝; ZK60-3.04La 合金拉伸断口则全部呈现河流花样的脆性断裂, 不存在任何韧窝。这正好与合金室温抗拉强度 σ_b 和延伸率 δ 逐渐降低相一致。

由 OM 和 SEM 分析表明, 铸态 ZK60-xLa 合金在组织逐渐细化的同时第二相的形态、尺寸、分布和体积分数均发生显著变化: 第二相逐渐增多, 通常会有利于合金强度的提高, 但由于形成的第二相在晶界处聚集, 且趋于连续网状分布, 削弱了晶界的强化作用, 在拉伸力作用下易在界面处产生微裂纹。因此 ZK60-xLa 合金的室温抗拉强度和延伸率会逐渐降低。可见, 在后续工作中有必要尝试采用加大冷却速度(如压铸、快速凝固等)、外加磁场和塑性变形等方法来打碎 ZK60-xLa 合金组织中

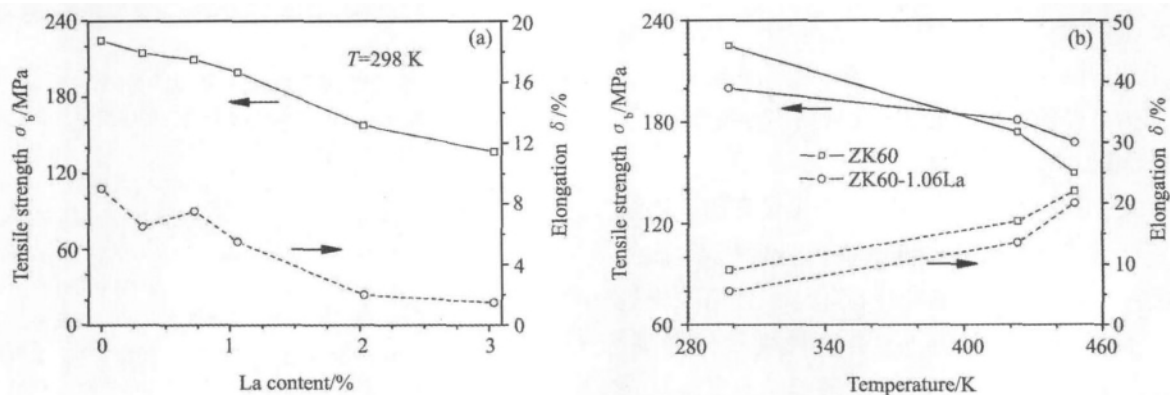


图7 铸态 ZK60-xLa 合金的室温和高温拉伸力学性能

Fig. 7 Tensile mechanical properties at ambient and elevated temperature of as-cast ZK60-xLa alloys

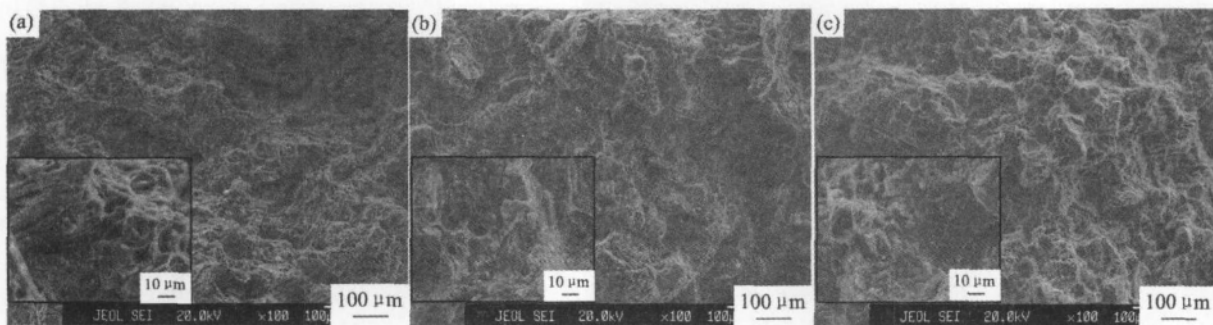


图8 铸态 ZK60-xLa 合金的室温拉伸断口 SEM 形貌(插图为局部放大图)

Fig. 8 SEM morphology of tensile fracture of as-cast ZK60-xLa alloys at ambient temperature (illustrations being local magnification)

(a) ZK60; (b) ZK60-1.06La; (c) ZK60-3.04La

数量较多、连续网状分布的第二相,使其趋于不连续、弥散分布,从而提高室温力学性能。

2.3 高温力学性能 图 7(b) 为铸态 ZK60 和 ZK60-1.03La 合金的高温拉伸力学性能。可见,随着拉伸温度的提高,两合金的 δ 均逐渐增大,且增幅基本相同,即 ZK60 合金在各温度下的 δ 均要稍大于 ZK60-1.03La 合金;而 σ_b 逐渐减小,且 ZK60 合金降幅更快。室温时, ZK60-1.03La 合金的 σ_b 要低于 ZK60 合金约 25 MPa; 423 K 时, ZK60-1.03La 和 ZK60 合金的 σ_b 分别降至 181 和 174 MPa,前者已高于后者 7 MPa; 448 K 时,两合金分别进一步降至 168 和 150 MPa,两者差距进一步拉大至 18 MPa。可见, La 的添加有效提高 ZK60 合金的高温拉伸力学性能。组织分析表明, ZK60 合金的铸态组织主要由 α -Mg 基体和 MgZn_2 相组成,而 ZK60-1.03La 合金的铸态组织中低熔点 MgZn_2 相已完全消失,同时析出高熔点 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 新相,可起到钉扎晶界的作用,有效阻碍高温晶界滑移,从而提高合金的高温拉伸力学性能。高熔点 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 新相经固溶处理后不固溶于 α -Mg 基体中,且 ZK60-1.03La 合金铸态组织中已无 MgZn_2 相的存在,因此固溶处理对其高温力学性能影响不大,在此未列出相关结果。

3 结 论

随着 La 含量的增加, ZK60 合金铸态组织逐渐细化;低熔点 MgZn_2 相逐渐减少直至消失,生成的高熔点 $\tau_1\text{-Mg}_{42}\text{Zn}_{53}\text{La}_5$ 新相逐渐增多,且第二相趋于连续网状分布于晶界处。合金硬度整体提高, HV 分别在低和高 La 含量时出现峰值;室温抗拉强度 σ_b 和延伸率 δ 逐渐降低,但 La 的添加将有效提高合金的高温拉伸力学性能。

参考文献:

- [1] Polmear I J. Magnesium alloys and applications [J]. Materials Science and Technology, 1994, 10(1): 1.
- [2] Chen Z H. Heat Resistant Magnesium Alloys [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005. 116.
(陈振华. 耐热镁合金 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2005. 116.)
- [3] Luo Z P, Song D Y, Zhang S Q. Strengthening effects of rare earths on wrought Mg-Zn-Zr-RE alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 1995, 230(2): 109.
- [4] Guo X F, Wei J F, Zhang Z M. Review on magnesium alloys and super-high strength magnesium alloys [J]. Foundry Technology, 2002, 23(2): 133.
- (郭学锋, 魏建峰, 张忠明. 镁合金与超高强度镁合金 [J]. 铸造技术, 2002, 23(2): 133.)
- [5] Xu D K, Liu L, Xu Y B, Han E H. Effect of microstructure and texture on the mechanical properties of the as-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 443(1-2): 248.
- [6] Xia C Q, Wang Y N, Wu A R, Gu Y. Effects of cerium on microstructure and mechanical properties of ZK60 alloy [J]. Journal of Central South University of Technology, 2005, 12(5): 515.
- [7] Li Q, Wang Q D, Wang Y X, Zeng X Q, Ding W J. Effect of Nd and Y addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 427(1-2): 115.
- [8] He S M, Peng L M, Zeng X Q, Ding W J, Zhu Y P. Comparison of the microstructure and mechanical properties of a ZK60 alloy with and without 1.3 wt.% gadolinium addition [J]. Materials Science and Engineering A, 2006, 433(1-2): 175.
- [9] Yu W B, Liu Z Y, He H, Cheng N P, Li X L. Microstructure and mechanical properties of ZK60-Yb magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 478(1-2): 101.
- [10] Li D Q, Wang Q D, Ding W J. Effects of Ho on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Ho-Zr magnesium alloys [J]. Rare Metals, 2011, 30(2): 131.
- [11] Zhao Y H, Chen Y G, Tang Y B, Xiao S F, Wei S H, Zhang X P, Wang Q, Tu M J. Microstructures and mechanical properties of as-cast AZ91 + 0 ~ 2.0 wt.% La magnesium alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(5): 843.
(赵源华, 陈云贵, 唐永柏, 肖素芬, 魏尚海, 章晓萍, 王 卿, 涂铭旌. AZ91 + 0 ~ 2.0% La 铸造镁合金的组织 and 力学性能 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(5): 843.)
- [12] Zhao Y H, Chen Y G, Zhao D, Xiao S F, Tang Y B, Wei S H, Zhang X P, Wang Q. Effects of La and Nd co-addition on microstructure and mechanical properties of as-cast AZ91 magnesium alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(8): 1470.
(赵源华, 陈云贵, 赵 冬, 肖素芬, 唐永柏, 魏尚海, 章晓萍, 王 卿. La 和 Nd 复合添加对 AZ91 镁合金铸态组织和性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(8): 1470.)
- [13] Liu C M, Zhu X R, Zhou H T. Phase Diagrams of Magnesium Alloys [M]. Changsha: Central South University Press, 2006. 266.
(刘楚明, 朱秀荣, 周海涛. 镁合金相图集 [M]. 长沙: 中南大学出版社, 2006. 266.)
- [14] Zhang S C, Wei B K, Lin H T, Wang L S. Effect of yttrium and mischmetal on as-cast structure of AZ91 alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(S2): 99.
(张诗昌, 魏伯康, 林汉同, 王立士. 钇及铈镧混合稀土对 AZ91 镁合金铸态组织的影响 [J]. 中国有色金属学报, 2001, 11(S2): 99.)
- [15] Dean J A. Lange's Handbook of Chemistry (15th Ed.) [M]. New York: McGraw-Hill Press, 1999. 429.
- [16] Liu Z L, Shen Y F, Li Z Q, Wang L. Review of the grain refinement technology of cast magnesium alloys [J]. Journal of Materials Science and Engineering, 2004, 22(1): 146.
(刘子利, 沈以赴, 李子全, 王 蕾. 铸造镁合金的晶粒细化技术 [J]. 材料科学与工程学报, 2004, 22(1): 146.)