

热处理对 Mg-Zn-Sr 合金组织与性能的影响

姜磊¹, 卞健从¹, 郑黎¹, 于宝义¹, 李卫荣², 陈明³, 王哲英¹, 李润霞⁴

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110870; 2. 东莞市宜安科技股份有限公司, 广东东莞 523662;
3. 东莞市青鸟金属材料有限公司, 广东东莞 523000; 4. 东莞理工学院, 广东东莞 523000)

摘要: 研究了少量Sr(0、0.2%、0.5%、1.0%)的加入对铸态Mg-4Zn合金组织和力学性能的影响, 以及热处理对Mg-Zn-Sr合金显微组织与力学性能的影响。结果表明, 添加0.5%Sr的铸态合金具有最佳的力学性能, 其抗拉强度为161 MPa, 屈服强度为82 MPa, 伸长率为10.30%。合金经过440 °C × 18 h固溶处理后, 第二相基本固溶进基体中, 其抗拉强度为192 MPa, 屈服强度为99 MPa, 伸长率为14.77%。随着时效时间的增加, MgZn相数量增加, 且弥散分布, 时效8 h, 合金性能较好, 其抗拉强度为223 MPa, 屈服强度为118 MPa, 伸长率为12.06%。时效12 h, Mg₁₇Sr₂相开始大量析出, 影响合金性能。

关键词: Mg-Zn-Sr合金; 热处理; 显微组织; 力学性能

镁及镁合金因其良好的生物相容性和生物降解性能受到广泛的关注^[1-3]。另外, 镁合金具有较高的比强度和比刚度, 其杨氏模量与人骨接近(17~20 GPa), 能够有效避免“应力遮蔽”效应的产生, 越来越成为生物医用材料研究领域的热点^[4-5]。然而, 镁合金由于其塑性差、强度低等缺点使其应用受到限制。通常, 通过合金化及热处理等工艺改善合金性能。通过热处理可以改变合金中的第二相, 从而改善合金的性能^[6-7]。已有研究表明, 在镁合金中添加合金元素可以显著改善其性能。

Zn是一种重要的强化镁合金的元素, 添加少量Zn元素能显著改善镁金属的力学性能, 降低其腐蚀速率, 且对人体无毒害作用^[8]。Zn元素在镁中的最大固溶度为6.2%, 固溶后, 随着温度降低, 溶解度下降。因此Mg-Zn系合金具有时效硬化效应, 基体中析出的MgZn相, 是Mg-Zn系合金产生时效强化效应的主要原因^[9-10]。但Mg-Zn二元合金晶粒粗大、热裂倾向和显微疏松严重、力学性能低下, 通常可以通过向镁合金中添加合金元素来实现晶粒的细化和组织的改善, 进而提高力学性能。Li等人^[11]研究发现Sr的加入使Mg-Zn-Ca合金的抗拉强度从302 MPa提高到327 MPa。Yang等人^[12]通过加入少量Sr元素细化Al₁₁La₃第二相, 证明Sr的加入可以提高Mg-4Al-4La合金的力学性能。此外, 当Sr的添加量超出Mg的固溶度极限时, 会将金属间第二相分离到晶界, 这些第二相将通过晶粒生长约束机制诱导晶粒细化, 因此添加元素Sr有利于提高镁合金的力学与耐蚀性能。过量的Sr则会加速Mg-Sr合金中α-Mg与Mg₁₇Sr₂相间的电偶腐蚀^[13]。Zhao等人^[14]研究表明, 挤压态Mg-2Sr合金具有最佳的强度与耐蚀性, 过量的Sr则降低合金强度, 加速合金降解。但迄今为止, 关于Mg-Zn-Sr热处理后的组织与性能的研究较少, 因此有必要在此方面对该合金开展进一步研究。

本文以Mg-4Zn-xSr(x=0、0.2、0.5、1.0, wt.%)为基础, 研究了不同Sr含量对Mg-Zn-Sr合金组织与性能的影响, 并对铸态Mg-4Zn-0.5Sr合金进行热处理, 研究了热处理工艺对合金组织与性能的影响规律, 为Mg-Zn-Sr材料的开发与热处理工艺研究提供依据。

1 试验材料与方法

试验采用纯镁(99.95%)、纯锌(99.90%)、Mg-20Sr中间合金为原材料, 将

作者简介:

姜磊(1994-), 女, 硕士生, 主要研究方向为Mg-Zn系镁合金的制备及其性能研究。E-mail: 1138027122@qq.com

通讯作者:

李润霞, 女, 教授。电话: 13624002022, E-mail: Runxiali@163.com

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2020)04-0374-08

收稿日期:

2019-12-19 收到初稿,
2020-02-13 收到修订稿。

纯镁锭放入刷有氧化锌涂料的石墨坩埚中,放入通有 SF_6 与 N_2 保护气的熔炼炉中($\text{SF}_6:\text{N}_2=1:100$),每炉熔化量为1 kg。当温度达到720 ℃,加入纯锌锭和Mg-20Sr中间合金,保温20 min待合金全部熔化。合金原料熔化的同时,将浇注模具放在箱式炉中加热保温,温度为300 ℃,保温30 min。将坩埚中金属液浇注到 Al_2O_3 陶瓷模具中,充分冷却后得到直径80 mm、高100 mm的圆柱形金属锭。对浇注成形后的Mg-Zn-Sr合金进行温度为440 ℃,保温时间为6 h、12 h、18 h和24 h的固溶处理。对固溶处理后的试样进行时效处理,时效温度为170 ℃,时效时间分别为4 h、8 h和12 h。合金的时效处理采用台式干燥箱。组织试样为边长为10 mm方块状,拉伸试样尺寸如图1所示,每组试样测量三次,取平均值。

通过WGW-100H型万能试验机对合金的室温拉伸性能进行测试,拉伸速度设置为0.2 mm/min。运用OLYMPUS GX51型光学显微镜(OM)观察合金的金相组织,运用HITACHI S-3400N型扫描电子显微镜观察合金的第二相形貌,并进行能谱分析。使用XRD-7000X射线衍射仪进行X射线衍射分析。合金组织试样研磨抛光后,采用无水乙醇(70 mL)、苦味酸(4.2 g)、冰醋酸(5 mL)和蒸馏水(10 mL)的腐蚀溶液进行腐蚀。

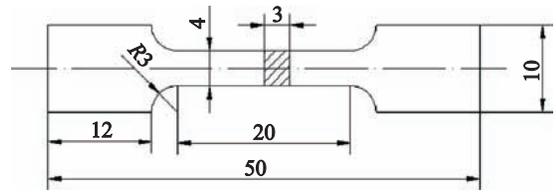


图1 拉伸试样形状及尺寸

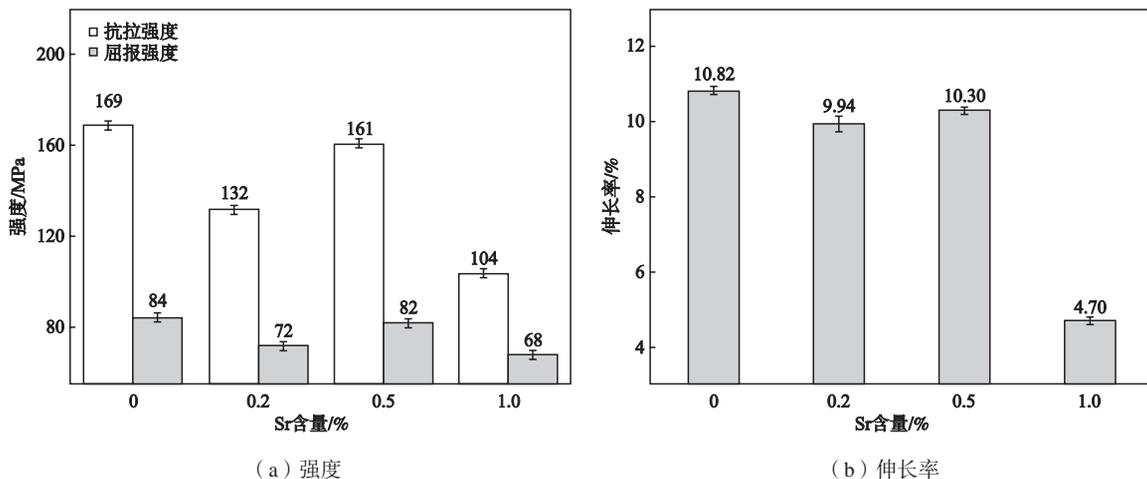
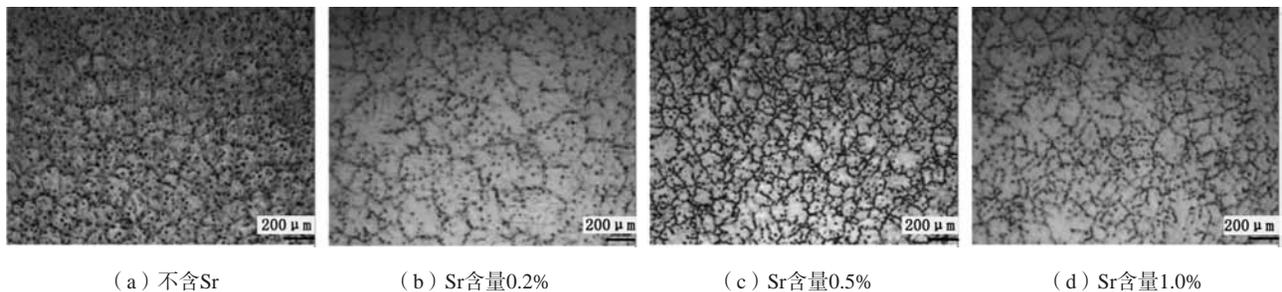
Fig. 1 Dimensions of tensile sample

2 结果与分析

2.1 Sr含量对合金组织与性能的影响

铸态Mg-4Zn- x Sr($x=0、0.2、0.5、1.0$, wt.%)合金的力学性能如图2所示。从图中可以看出,当Sr的含量为0.5%时,合金的力学性能最佳。铸态Mg-4Zn-0.5Sr合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为161 MPa、82 MPa和10.30%。

不同Sr含量的Mg-4Zn- x Sr($x=0、0.2、0.5、1.0$, wt.%)合金的金相显微组织如图3所示。运用ipwin32软件对Mg-Zn- x Sr合金晶粒尺寸进行分析发现,随着Sr含量的增加,合金的晶粒尺寸明显减小,铸态Mg-4Zn的平均晶粒尺寸为106.33 μm ,加入0.5%Sr后,铸态Mg-4Zn-0.5Sr合金的平均晶粒尺寸为79.15 μm ,晶粒大小较为均匀,晶粒细化效果显著;加入1.0%Sr后,合金

图2 Sr含量对Mg-4Zn- x Sr合金力学性能的影响Fig. 2 Effect of Sr content on mechanical properties of Mg-4Zn- x Sr alloys图3 Sr含量对Mg-4Zn- x Sr合金金相组织的影响Fig. 3 Effect of Sr content on microstructure of Mg-4Zn- x Sr alloys

的平均晶粒尺寸为112.74 μm ，合金晶粒发生长大。

图4为铸态Mg-4Zn-xSr ($x=0、0.2、0.5、1.0$ ，wt.%)合金的X射线衍射图谱。铸态Mg-4Zn合金的组织主要由 α -Mg和MgZn相组成。加入Sr元素后，铸态Mg-4Zn-xSr合金的组织主要由 α -Mg、MgZn相和 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相组成。随着Sr含量的增加， $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相对应的衍射峰强度明显增强。Sr在镁中的固溶度很小仅为0.11%，当其添加量超过固溶度时，多余的Sr就会与Mg形成金属间化合物而析出。

Sr元素对合金的细化作用主要体现在两方面：一方面，Sr元素在合金凝固过程中常作为一种表面活性元素，富集于固/液界面前沿^[15]，阻碍晶粒生长从而细化离异共晶组织。另一方面，合金元素对铸态合金晶粒的细化作用可通过生长抑制因子（GRF）来衡量^[16]，生长抑制因子可用下式表示：

$$\text{GRF} = \sum_{\alpha} m_{\alpha} c_{\alpha} (k_{\alpha} - 1) \quad (1)$$

式中： m_{α} 为液相线斜率， k_{α} 是溶质分配系数， c_{α} 是合金中溶质原子的初始浓度。

文献[15]表明，在不考虑初始浓度的情况下，Sr在Mg中的生长抑制因子为3.51，能够显著细化铸态镁合金的晶粒。由式（1）可见，随着Sr含量的增加，Sr作为溶质原子的初始浓度 c_{α} 越大，GRF值也越大，对合金的晶粒细化作用越强；但是当Sr含量增加至1.0%时，合金内部形成大量 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相，初始浓度值 c_{α} 降低，合金细化效果减弱，因此0.5% Sr元素对铸态Mg-

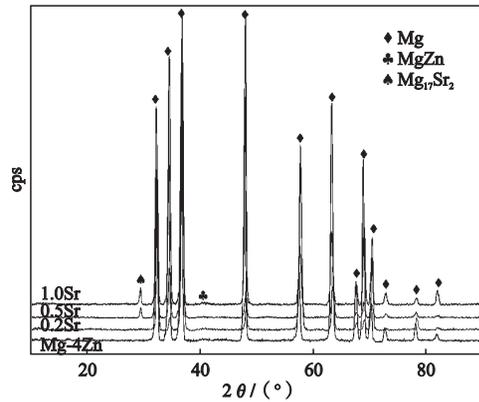
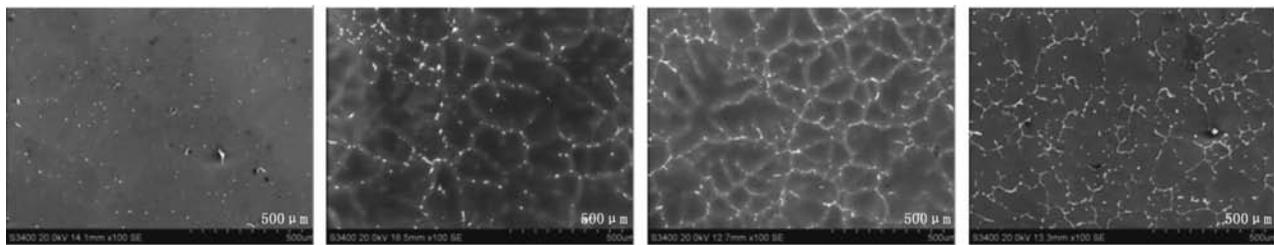


图4 Mg-4Zn-xSr合金X射线衍射图谱
Fig. 4 XRD patterns of Mg-4Zn-xSr alloys

4Zn合金的晶粒细化效果较好。

图5为不同Sr含量对Mg-4Zn合金第二相的影响。随着Sr含量的增加，合金中的第二相显著增加，晶界粗化；当Sr含量增加至1.0%时，合金中出现大量 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相沿晶界处连续分布。大量研究发现，第二相的析出显著影响合金性能^[17-21]。一方面，第二相会抑制位错的复原，增强位错密度及有效位错的长度。另一方面，第二相分布于晶界处可能会成为新的裂纹源，这种裂纹源极易延展，最终导致脆性疲劳。Mg-4Zn-1.0Sr合金中， $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相在晶界处成连续的条状分布，割断了基体组织，从而使得Mg-4Zn-1.0Sr合金的强度和塑性降低，如图6所示。



(a) 不含Sr (b) Sr=0.2% (c) Sr=0.5% (d) Sr=1.0%

图5 Sr含量对Mg-4Zn-xSr合金第二相的影响

Fig. 5 Effect of Sr content on the second phase of Mg-4Zn-xSr alloys

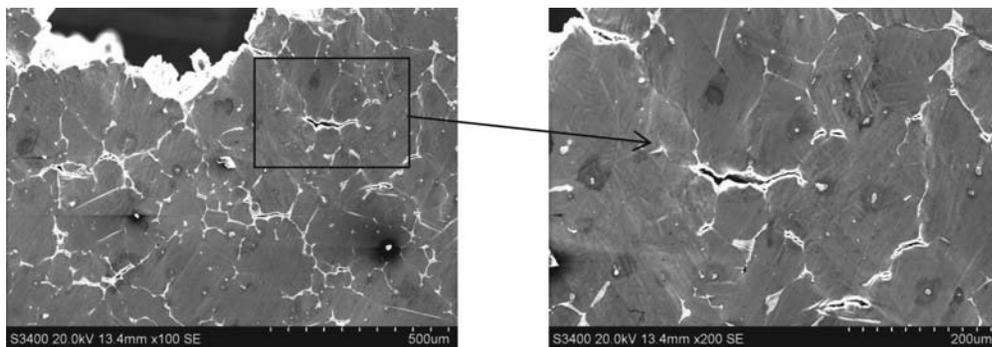


图6 Mg-4Zn-1.0Sr合金拉伸断口附近组织

Fig. 6 Tensile fracture morphology of Mg-4Zn-1.0Sr alloy

在铸态Mg-4Zn- x Sr ($x=0, 0.2, 0.5, 1.0, \text{wt.}\%$)合金中,随着Sr含量的增加,合金内部晶粒细化,但第二相数量随着Sr元素的增加而增加,且当Sr的含量增加至1.0%时,合金内部有粗大硬脆的 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相形成,导致合金的强度和塑性均下降。由此总结出晶粒尺寸以及第二相是影响铸态Mg-4Zn- x Sr合金室温力学性能的主要因素。铸态Mg-4Zn-0.5Sr合金由于晶粒细化效果较好,内部第二相数量较少,尺寸较小等综合作用,导致其力学性能较好。

2.2 固溶处理对 Mg-4Zn-0.5Sr 合金组织与性能的影响

对铸态Mg-4Zn-0.5Sr镁合金分别进行6 h、12 h、

18 h和24 h的固溶处理。随着固溶时间的增加,合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均呈现先增加后下降的趋势,如图7所示。在固溶18 h后,合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率均达到最大值,分别为192 MPa、99 MPa和14.77%,与铸态Mg-4Zn-0.5Sr合金相比,其抗拉强度、屈服强度和伸长率分别提升了19.25%、20.73%和43.40%。

图8为不同固溶时间下的Mg-4Zn-0.5Sr合金的X射线衍射图谱,固溶时间分别为6 h和18 h。从图中可以明显看出,随着固溶时间的增加,合金组织中的 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相和MgZn相衍射峰强度逐渐降低。固溶18 h时,合金组织中的 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相和MgZn相衍射峰消失,这说明合金中的 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相和MgZn相基本固溶进基体中,固溶效果显著。

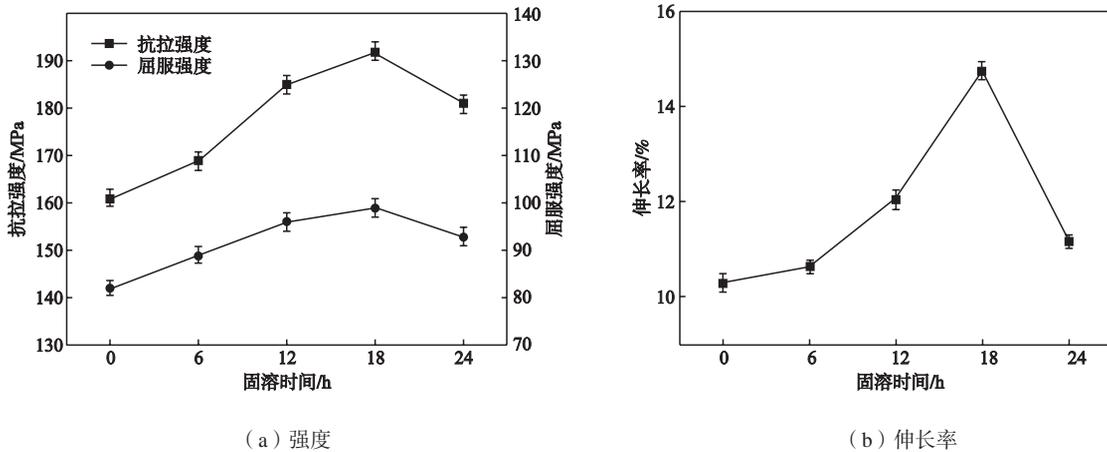


图7 固溶时间对Mg-4Zn-0.5Sr合金力学性能的影响

Fig. 7 Effect of solution time on mechanical properties of Mg-4Zn-0.5Sr alloy

固溶处理对Mg-4Zn-0.5Sr合金第二相的影响如图9所示。固溶前期合金中块状的MgZn相逐渐减少,条状的 $\text{Mg}_{17}\text{Sr}_2$ 相熔断成粒状相。固溶18 h后,大部分沿晶界分布的相已经溶入基体中。Zn元素在镁中的最大固溶度为6.2%,因此在固溶处理后Zn元素几乎完全固溶进基体中。固溶处理时间越长,第二相溶解得越多,固溶强化效果越显著,但是固溶时间过长,会导致晶粒粗化,降低合金的力学性能。

2.3 T6 处理对 Mg-4Zn-0.5Sr 合金组织与性能的影响

对固溶18 h后的Mg-4Zn-0.5Sr镁合金进行不同时间的时效处理,时间分别为0、4 h、8 h和12 h,温度为170 °C,合金的力学性能如图10所示。随着时效时间的增加,合金的强度呈现先增加后下降的趋势。在时效8 h后,合金的抗拉强度和屈服强度达到最大值,分别为223 MPa和118 MPa,与铸态Mg-4Zn-0.5Sr镁合金相

比,合金的抗拉强度和屈服强度分别提升了38.51%和43.90%,而合金的伸长率随时效时间的增加有所下降。

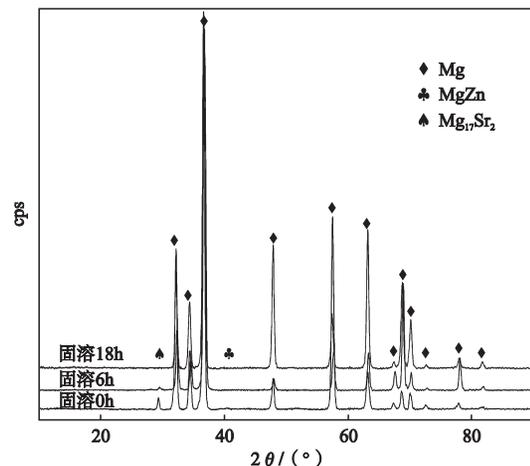
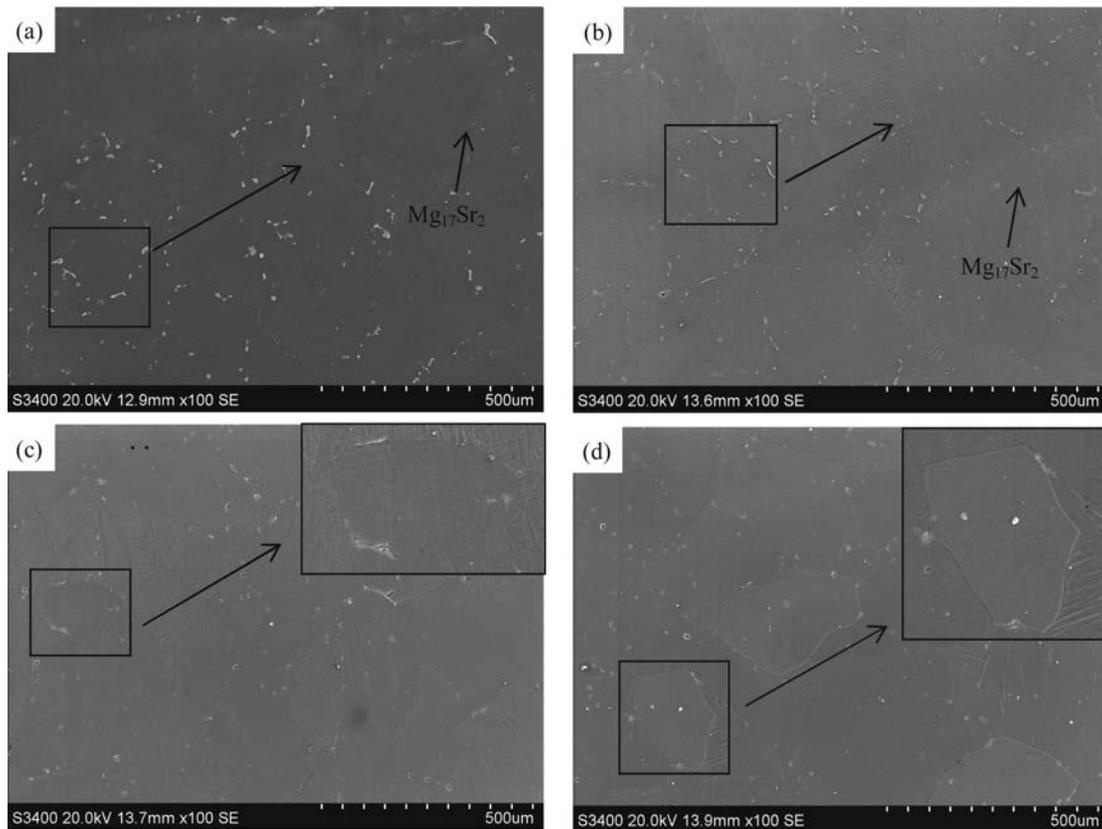


图8 不同固溶时间下Mg-4Zn-0.5Sr合金X射线衍射图谱
Fig. 8 XRD patterns of Mg-4Zn-0.5Sr alloy at different solution times

图11为Mg-4Zn-0.5Sr合金经T6处理后的X射线衍射图谱,时效时间分别为8 h和12 h。在时效处理8 h后,可以看到 $Mg_{17}Sr_2$ 衍射峰, $MgZn$ 相的衍射峰没有明显增加;时效12 h后, $Mg_{17}Sr_2$ 衍射峰显著增加, $MgZn$ 相的衍射峰也有所增加。从X射线衍射图谱中可以看出,在时效后期,主要析出 $Mg_{17}Sr_2$ 相。

图12为T6处理8 h后Mg-4Zn-0.5Sr合金的能谱分析。T6处理8 h后,基体中第二相主要呈粒状和条状存在,如图12a所示。图12b中A点为粒状相,由EDS能谱分析可知,粒状相主要由Mg和Zn两种元素组成,结合图11合金的XRD图谱可知,呈粒状分布的相为 $MgZn$ 相。图12b中B点为条状相,条状相主要由Mg、Sr两种



(a) 6 h; (b) 12 h; (c) 18 h; (d) 24 h

图9 不同固溶时间对Mg-4Zn-0.5Sr合金第二相的影响

Fig. 9 Effect of solution time on second phase of Mg-4Zn-0.5Sr alloy

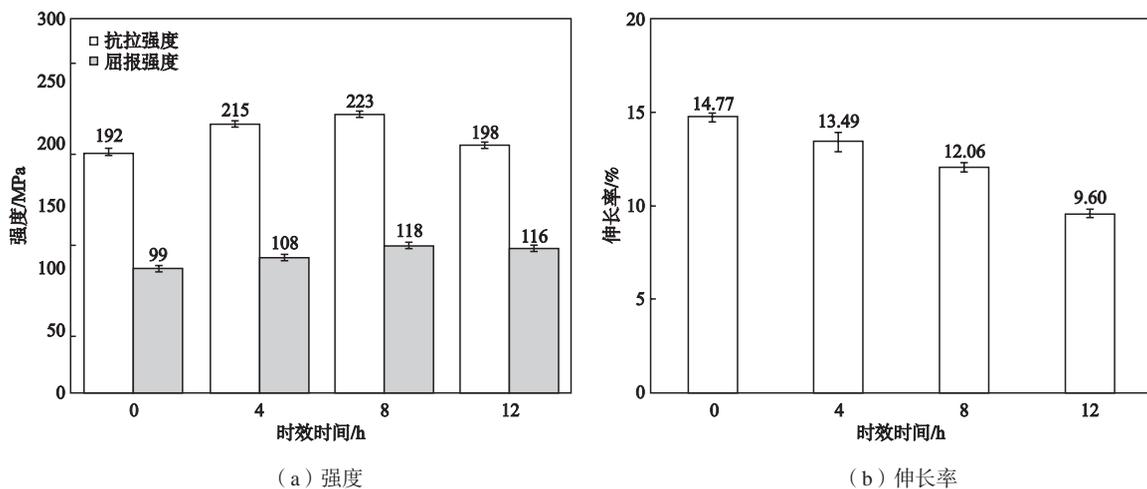


图10 时效时间对Mg-4Zn-0.5Sr合金力学性能的影响

Fig. 10 Effect of aging time on mechanical properties of Mg-4Zn-0.5Sr alloy

元素组成，为 $Mg_{17}Sr_2$ 相。

对固溶18 h后的合金分别进行4 h、8 h、12 h的时效处理，分析时效后合金第二相的变化，如图13所示。 $Mg-4Zn-0.5Sr$ 在时效4 h时，合金内部析出点状的 $MgZn$ 相；时效8 h时，合金内部析出的 $MgZn$ 相数量增加，且弥散分布；时效12 h时，合金内部析出大量沿晶界分布的条状 $Mg_{17}Sr_2$ 相，而这种条状的 $Mg_{17}Sr_2$ 相是脆硬相，影响合金的强度和塑性。时效处理后，Zn大量从基体中析出，以析出相的形式分布在晶界和晶内，点状的 $MgZn$ 相是 $Mg-4Zn-0.5Sr$ 合金时效后的主要强化相^[9-10]。

在拉伸过程中，位于晶界处较为粗大的 $Mg_{17}Sr_2$ 相会成为裂纹源，使合金发生断裂，从而影响合金的强度及伸长率，如图6所示。固溶处理后， $MgZn$ 相和 $Mg_{17}Sr_2$ 相溶解度增大，条状 $Mg_{17}Sr_2$ 相基本全部溶于镁基体中，降低了应力集中及第二相对晶界的割裂作用，合金的塑性得到提高。第二相固溶进基体后，阻碍了位错运动，从而使合金的强度提高。时效处理后，伸长率随时效时间延长一直减小，这是因为合金在时效过程中，伴随着 $MgZn$ 相和 $Mg_{17}Sr_2$ 相的析出，

时效前期由于 $MgZn$ 相的大量析出，使合金强度有所增加；而时效后期，合金晶界处析出的 $Mg_{17}Sr_2$ 相是影响合金性能的主要因素，导致合金的性能下降。时效时间越长， $Mg_{17}Sr_2$ 相析出越多，合金的性能下降越多。

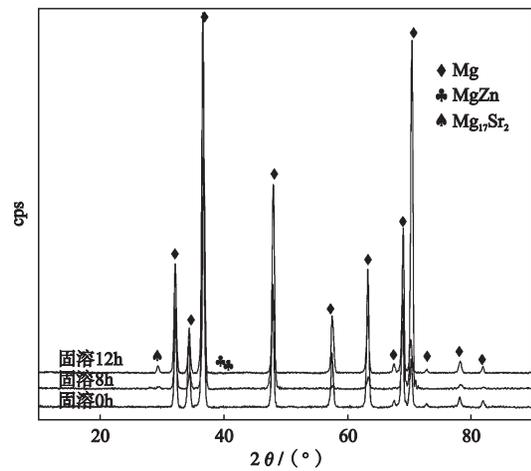
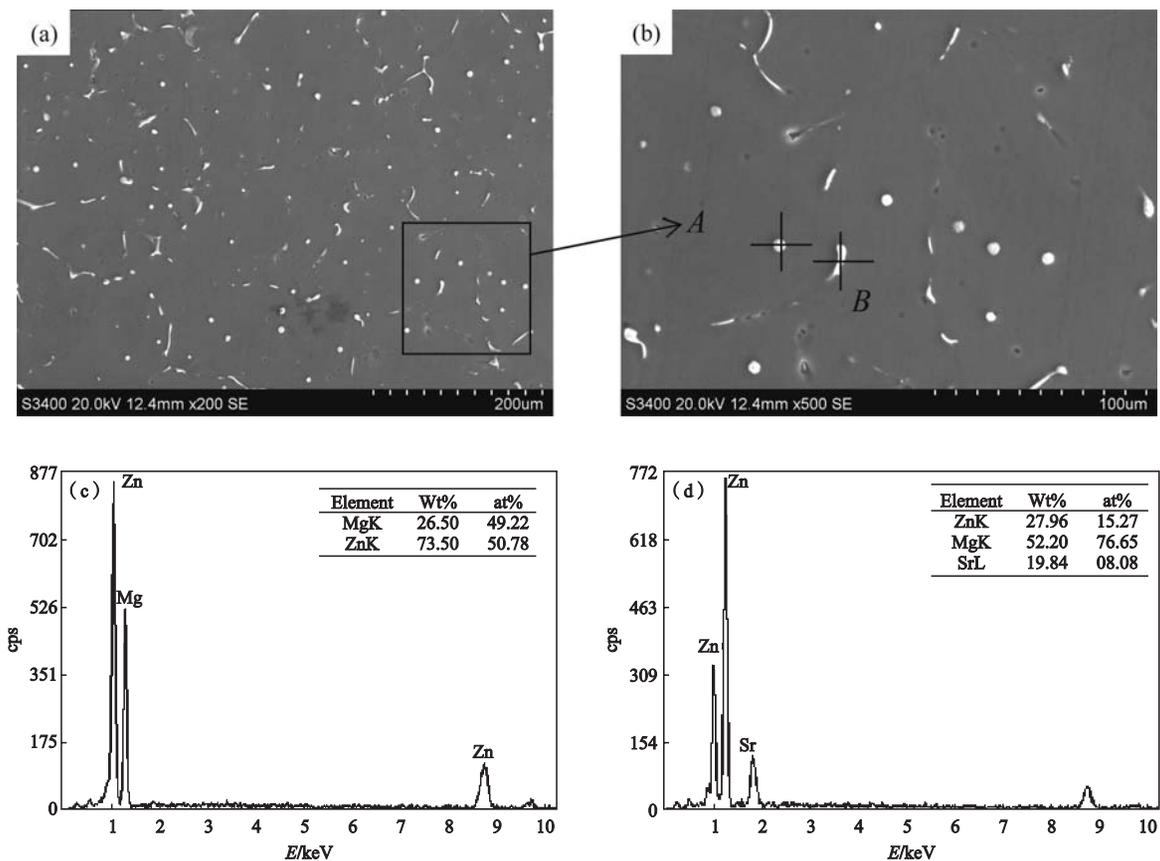


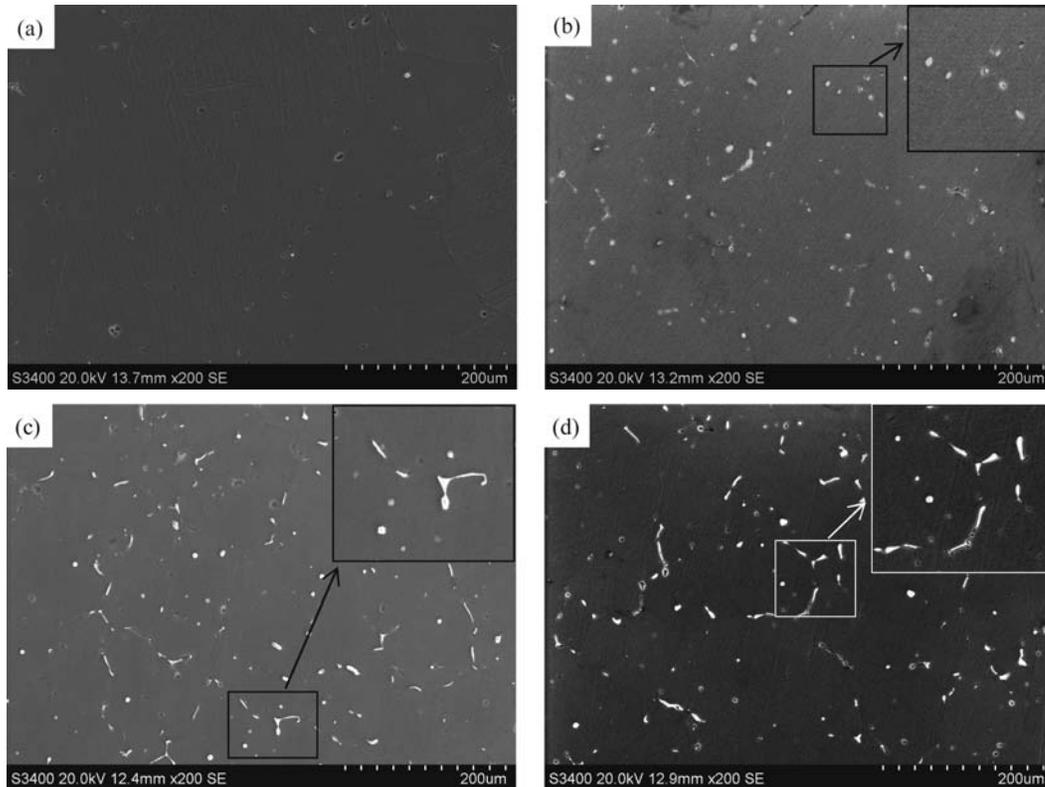
图11 不同时效时间下 $Mg-4Zn-0.5Sr$ 合金X射线衍射图谱
Fig. 11 XRD patterns of $Mg-4Zn-0.5Sr$ alloy at different aging times



(a)、(b) $Mg-4Zn-0.5Sr$ 合金显微组织；(c) 图12b中A点；(d) 图12b中B点

图12 T6处理8 h后 $Mg-4Zn-0.5Sr$ 合金EDS能谱

Fig. 12 EDS spectrum of $Mg-4Zn-0.5Sr$ alloy after T6 treatment for 8 h



(a) 0; (b) 4 h; (c) 8 h; (d) 12 h

图13 时效时间对Mg-4Zn-0.5Sr合金第二相的影响

Fig. 13 Effect of aging time on second phase of Mg-4Zn-0.5Sr alloy

3 结论

(1) 当Sr含量为0.5%时, Mg-4Zn-0.5Sr合金的晶粒较细小, 第二相数量较少, 力学性能较好, 合金抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为161 MPa、82 MPa和10.30%。

(2) 铸态Mg-4Zn-0.5Sr镁合金在固溶处理18 h后, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为192 MPa、

99 MPa和14.77%。固溶处理18 h后, 晶界周围的第二相固溶进基体中, 合金性能有所提高。

(3) Mg-4Zn-0.5Sr在T6处理前期, MgZn相以点状析出, 随着时效时间的增加, MgZn相析出数量增加, 且弥散分布; 时效后期, $Mg_{17}Sr_2$ 相大量析出, 影响合金的强度和塑性。时效8 h后, 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为223 MPa、118 MPa和12.60%。

参考文献:

- [1] MARK P STAIGER, ALEXIS M PIETAK, JERAWALA HUADMAI, et al. Magnesium and its alloys as orthopedic biomaterials [J]. *Biomaterials*, 2006, 27 (9): 1728-1734.
- [2] GUANG Ling song, SONG Shizhe. A possible biodegradable magnesium implant material [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2007, 9 (4): 298-302.
- [3] GU X N, XIE X H, LI N, et al. In vitro and in vivo studies on a Mg-Sr binary alloy system developed as a new kind of biodegradable metal [J]. *Acta Biomaterialia*, 2012, 8 (6): 2360-2374.
- [4] CHENG M, CHEN J, YAN H, et al. Effects of minor Sr addition on microstructure, mechanical and bio-corrosion properties of the Mg-5Zn based alloy system [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 691: 95-102.
- [5] WEI J, CHEN J, YAN H, et al. Effects of minor Ca addition on microstructure and mechanical properties of the Mg-4.5Zn-4.5Sn-2Al-based alloy system [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 548: 52-59.
- [6] XU D K, LIU L, XU Y B, et al. The influence of element Y on the mechanical properties of the as-extruded Mg-Zn-Y-Zr alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2006, 426 (1-2): 155.
- [7] XU D K, LIU L, XU Y B, et al. 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.
- [8] PATRICK K. BOWEN, JAROSLAW DRELICH, JEREMY GOLDMAN. Zinc exhibits ideal physiological corrosion behavior for bioabsorbable stents [J]. *Advanced Materials*, 2013, 25 (18): 2577-2582.

- [9] CHEN X, LIU L, PAN F. Strength improvement in ZK60 magnesium alloy induced by pre-deformation and heat treatment [J]. Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed. 2016, 31 (2): 393-398.
- [10] XU C, ZHENG M Y, WU K, et al. Effect of ageing treatment on the precipitation behaviour of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 550: 50-56.
- [11] LI H, PANG S, LIU Y, et al. Biodegradable Mg-Zn-Ca-Sr bulk metallic glasses with enhanced corrosion performance for biomedical applications [J]. Materials & Design, 2015, 67: 9-19.
- [12] YANG Q, BU F, ZHENG T, et al. Influence of trace Sr additions on the microstructures and the mechanical properties of Mg-Al-La-based alloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 619: 256-264.
- [13] BORNAPOUR M, MUJA N, SHUM-TIM D, et al. Biocompatibility and biodegradability of Mg-Sr alloys: The formation of Sr-substituted hydroxyapatite [J]. Acta Biomaterialia, 2013, 9 (2): 5319-5330.
- [14] ZHAO C, PAN F, ZHANG L, et al. Microstructure, mechanical properties, bio-corrosion properties and cytotoxicity of as-extruded Mg-Sr alloys [J]. Materials Science and Engineering C, 2016, 70 (2): 1081-1088.
- [15] LEE Y C, DAHLE A K, STJOHN D H. The role of solute in grain refinement of magnesium [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2000, 31 (11): 2895-2906.
- [16] ALIRAVCI C A, GRUZLESKI J E, DIMAYUGA F C. Effect of strontium on the shrinkage microporosity in magnesium sand casting [J]. AFS Transactions, 1992, 100: 353-362.
- [17] HARPREET S BRAR, JOEY W, MICHELE V. Investigation of the mechanical and degradation properties of Mg-Sr and Mg-Zn-Sr alloys for use as potential biodegradable implant materials [J]. Journal of the Mechanical Behavior of Behavior of Biomedical Materials, 2012 (7): 87-95
- [18] DU H, WEI Z, LIU X, et al. Effects of Zn on the microstructure, mechanical property and bio-corrosion property of Mg-3Ca alloys for biomedical application [J]. Materials Chemistry & Physics, 2011, 125 (3): 568-575.
- [19] YIN Dongsong, ZHANG Er lin, ZENG Song yan. Effect of Zn on mechanical property and corrosion property of extruded Mg-Zn-Mn alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2008, 18 (4): 763-768.
- [20] ZHANG E, HE W, DU H, et al. Microstructure, mechanical properties and corrosion properties of Mg-Zn-Y alloys with low Zn content [J]. Materials Science & Engineering: A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing), 2008, 488 (1-2): 102-111.
- [21] BOEHLERT C J, KNITTEL K. The microstructure, tensile properties, and creep behavior of Mg-Zn alloys containing 0-4.4wt.% Zn [J]. Materials Science & Engineering A, 2006, 417 (1-2): 315-321.

Effects of Heat Treatment on Microstructure and Properties of Mg-Zn-Sr Alloy

JIANG Lei¹, BIAN Jian-cong¹, ZHENG Li¹, YU Bao-yi¹, LI Wei-rong², CHEN Ming³, WANG Zhe-ying¹, LI Run-xia⁴

(1. School of Material Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. Dongguan Eontec Co., Ltd., Dongguan 523662, Guangdong, China; 3. Dongguan Bluebird Metal Materials Co., Ltd., Dongguan 523000, Guangdong, China; 4. Dongguan University of Technology, Dongguan 523000, Guangdong, China)

Abstract:

A study was carried out to examine the effects of Sr content on the microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-4Zn-xSr (x=0, 0.2, 0.5, 1.0, wt.%), and the effects of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Mg-Zn-Sr magnesium alloy. The results show that the as-cast Mg-4Zn alloy with 0.5% Sr has the best mechanical properties. The tensile strength, yield strength and elongation of the alloy are 161 MPa, 82 MPa and 10.30%, respectively. After the solution treatment of 440 °C×18 h, the second phase basically dissolved into the matrix. The tensile strength, yield strength and elongation of the solution treated alloy are 192 MPa, 99 MPa and 14.77%, respectively. With an increase in aging time, the number of MgZn phase increases and its distribution is dispersed. When the aging time is 8 h, the tensile strength and yield strength of the alloy reach their peak values, 223 MPa and 118 MPa, respectively. After aging treatment of 12 h, the properties of the alloy deteriorate due to the precipitation of coarse Mg₁₇Sr₂ phase at the grain boundaries.

Key words:

Mg-Zn-Sr magnesium alloy; heat treatment; microstructures; mechanical properties