

Mg-Al-Zn-Sm 合金的组织、力学性能及其热力学分析

徐广龙, 袁晓黎, 刘立斌

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 利用相图热力学数据库设计 Mg-Al-Zn-Sm 系合金的成分和热处理工艺。合金经熔炼铸造后进行 T6 工艺热处理。通过硬度测试确定合金的峰时效点, 并在峰时效点进行室温拉伸实验。结果表明: 成分为 Mg-6Al-1.3Sm-1Zn(质量分数, %)的样品时效后的抗拉强度(σ_b)为 263 MPa。采用 X 射线衍射(XRD)和透射电子衍射(TEM)并结合 X 射线能谱分析方法确定合金基体为 Mg-Zn 固溶体, 析出相为 $Mg_{17}Al_{12}$ 与 Al_2Sm 。借助金相光学显微技术与扫描电镜(SEM)对合金的微观组织形貌进行分析, 并采用热力学计算对显微组织的形成进行解释。示差扫描量热技术(DSC)测试结果表明: 合金凝固过程中的相变点与计算模拟的结果吻合。

关键词: Mg-Al-Zn-Sm 合金; 相图; 沉淀强化; 力学性能; 热力学计算

中图分类号: TG 111.3

文献标志码: A

Microstructure and mechanical property of Mg-Al-Zn-Sm alloy and its thermodynamic analysis

XU Guang-long, YUAN Xiao-li, LIU Li-bin

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The alloy composition and process parameters of Mg-Al-Zn-Sm alloy were designed by using thermodynamic database. T6 heat treatment was carried out, following the melting and casting. According to hardness measurement, peak aging time was found. Tensile experiments were carried out. The results show that the tensile strength (σ_b) is 263 MPa in the tensile experiment to the alloy sample of the composition Mg-6Al-1.3Sm-1Zn (mass fraction, %). Mg-Zn solid solution matrix, Al_2Sm and $Mg_{17}Al_{12}$ precipitates were determined in alloys by using X-ray diffraction (XRD) and transmission electronic microscopy (TEM) along with X-ray spectrum (EDX). Combined optical microscopy with scanning electronic microscopy (SEM), the microstructures of samples in casting and annealing states were observed. The experimental results were discussed based on thermodynamics. Differential scanning calorimeter (DSC) was employed to test the phase transformation points in the solidification. The experimental data are consistent with the simulation results by thermodynamic database.

Key words: Mg-Al-Sm-Zn alloy; phase diagram; precipitation strengthening; mechanical properties; thermodynamic calculation

镁合金因其密度低、比强度和比刚度高等优良性质在汽车和电子通讯等领域有着广泛的应用^[1]。在常用的 Mg-Al-Zn 合金中添加稀土元素合金化处理不仅可以有效地抑制 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 在晶界连续网状的沉淀析出, 还可以起到固溶强化、细化晶粒的作用^[2-3]。此外, 合金化后生成的稀土化合物由于其良好的热稳定性可

以强化晶界, 提高其高温强度和抗蠕变性能, 甚至在热处理后起到弥散强化的作用^[4]。如在 AZ61 系镁合金中添加 1%~3%的 La、Ce、Nd、Pr 等稀土元素有效地提高了合金的抗拉强度和显微硬度, 生成的 $Al_{11}RE_3$ 由于其较高的热稳定性, 降低了 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ 相的析出量并细化了 γ - $Mg_{17}Al_{12}$ ^[5]。采用热力学耦合计算相图技

术(CALPHAD),可以预测多元合金体系中添加不同元素对析出相稳定性的影响,从而筛选出潜在的有效析出相,制定工艺参数^[6-7]。热力学计算发现,稀土元素较易在 AZ 系镁合金中形成 Al-RE 的稳定化合物。而在这些化合物中,Al₃Sm 与 Mg 的晶体结构相同,在(0001)面上两者的晶格常数 *a* 分别为 6.38 Å 与 3.23 Å,其比例近似 1:2,错配度仅为 1.2%,有利于 Al₃Sm 以共格界面析出。Al₂Sm 是具有 C15 结构的 Laves 相,0 K 下的形成焓约为-149.4 kJ/mol,是所有 La 系元素中最高的,具有最高的热稳定性^[8]。依据热力学数据库^[9]计算得到的 Mg-Al-Sm 体系 400 °C 下的等温截面(见图 1(a))表明:在该温度下存在 Al₂Sm、Al₃Sm 与 Mg 基体平衡的三相区。因此,在 AZ 系镁合金中添加

稀土元素 Sm 满足耐热合金的设计要求^[10-12]。根据 Mg-Al₃Sm 的垂直截面(见图 1(b)),为防止形成粗大的 Al₂Sm 初晶,设计合金成分设计在熔程较短的 Mg 初晶区;为获得最大的第二相粒子析出量,Sm 的含量选定为极限溶解度 1.0%(质量分数);Zn 的含量设计为非热裂区低浓度部分的极限浓度 1%(质量分数)。对制备的合金样品进行组织和性能研究,并采用热力学计算对实验结果进行分析。

1 实验

实验设计了 3 个合金成分,如表 1 所示。原材料采用 99.9% 的高纯镁、99.99% 的高纯铝和 Mg-31.5%Sm(质量分数)的中间合金。合金熔炼在 SG-9-10 电阻炉中进行,熔炼温度为 740 °C,浇铸温度为 680 °C。熔炼过程中使用氩气作为保护,铁模铸造。空冷淬火后在空气电阻炉中进行 T6 热处理,固熔温度结合热力学凝固模拟制定为 420 °C,时效温度为垂直截面上具有较高曲率的极限固溶度线以下温度,约为 250 °C。硬度测量采用 69-1 型布氏硬度计,加载载荷为 625 N,加载时间 20 s,每个试样取 5 个点的平均值。拉伸实验在 CSS 万能试验机上进行,合金试样为 T6 峰时效状态,样品矩形截面为 8 mm×2.5 mm。合金样品的物相鉴定借助 Dmax2500 X 射线衍射仪(Cu K_α 谱线,扫描速度 8 (°)/min,扫描范围 10°~80°)和 H800 透射电镜。合金微观组织形貌的观察采用 Polyvarmet 大型金相定量显微镜和 Sirion200 场发射扫描电镜观察。金相显微样品经 4%HF 腐蚀呈现化合物组织,2 g/mL 的酒石酸腐蚀呈现晶界。铸态和时效态合金的基体以及析出相的化学组成通过 X 射线能谱分析确定。合金的相变点采用 Netzsch200 F3 同步热分析仪进行 DSC 测试,温度范围为 20~550 °C,升温速率为 10 K/min。

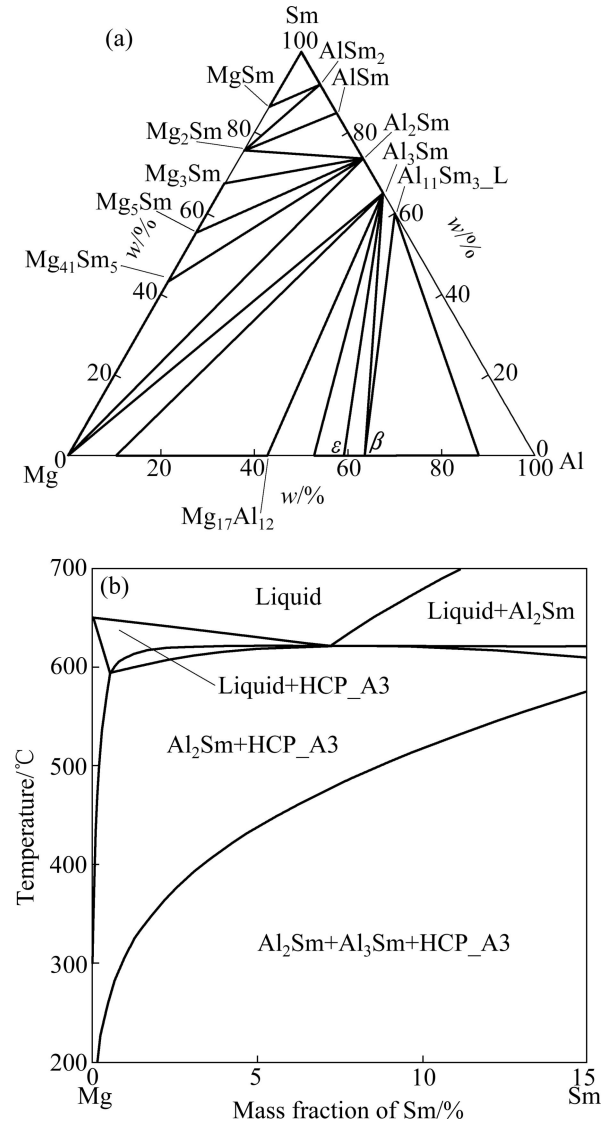


图 1 Mg-Al-Zn-Sm 体系的计算相图
Fig. 1 Calculated phase diagrams for Mg-Al-Zn-Sm system: (a) Isothermal section at 400 °C; (b) Vertical section of Mg-Al₃Sm

表 1 Mg-Al-Zn-Sm 合金的化学成分
Table 1 Chemical compositions of Mg-Al-Zn-Sm alloy (mass fraction, %)

Sample No.	Nominal composition	Actual composition			
		Mg	Al	Sm	Zn
1	Mg-6Al-1.3Sm-1Zn	92.19	5.56	1.075	1.078
2	Mg-7Al-1.3Sm-1Zn	90.92	6.93	1.001	1.042
3	Mg-8Al-1.3Sm-1Zn	90.10	7.89	1.048	0.913

2 结果与分析

2.1 力学性能分析

实验设计制备的 Mg-Al-Zn-Sm 合金样品的峰时效拉伸性能如表 2 所列。实际成分为 Mg-5.56Al-1.075Sm-1.078Zn(样品 1)样品的抗拉强度为 263 MPa, 伸长率达到 13.77%, 在 3 个样品中具有最佳的力学性能。其抗拉强度比不经过塑性变形相同热处理条件下稀土掺杂的 AZ61 系镁合金的抗拉强度高 10~50 MPa^[5]。图 2 所示为不同 Al 含量合金样品拉伸性能的比较。随着 Al 含量的升高, 合金样品的弹性模量也不断增大, 然而延展性和塑性却显著降低, 未达到极限抗拉强度就发生脆性断裂。

表 2 实验合金的抗拉强度和伸长率

Table 2 Tensile strength and elongation of alloys

Sample No.	σ_b /MPa	δ /%
1	263.190	13.77
2	248.000	7.29
3	201.130	4.20

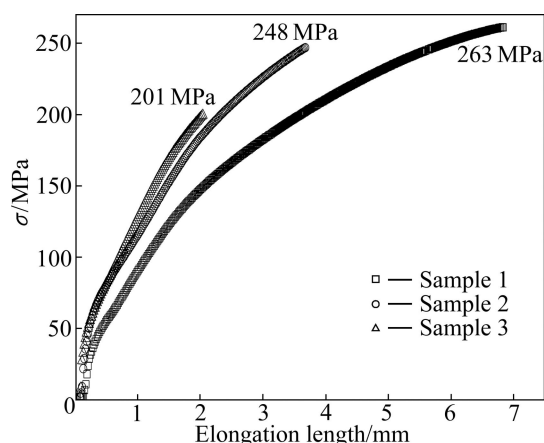


图 2 合金试样的拉伸曲线

Fig. 2 Tensile curves of alloy samples

2.2 合金凝固和铸态组织分析

图 3(a)所示为合金样品 1 的差示扫描量热分析(DSC)结果。加热曲线在 439 °C 时出现第一个尖锐的吸热峰。该热信号对应于温度最低、与液相相关的零变量反应温度, 即合金经非平衡凝固后热处理过程中开始熔化的温度。铸造后的合金由于溶质在晶界偏析, 固相面温度降低。因此, 在热处理过程中必须低于该温度, 以免发生过烧。图 3(b)所示为 Scheil 模型

计算的样品 1 的固态相分数和温度之间的关系。计算结果显示: 凝固过程在 436 °C 时以共晶反应 $L \rightarrow \gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12} + \alpha\text{-Mg}$ 结束。计算得到的温度与 DSC 实验结果吻合, 仅比实验结果低 3 °C。计算结果表明: 合金在实际凝固中并不能完全避免 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的生成^[13]。

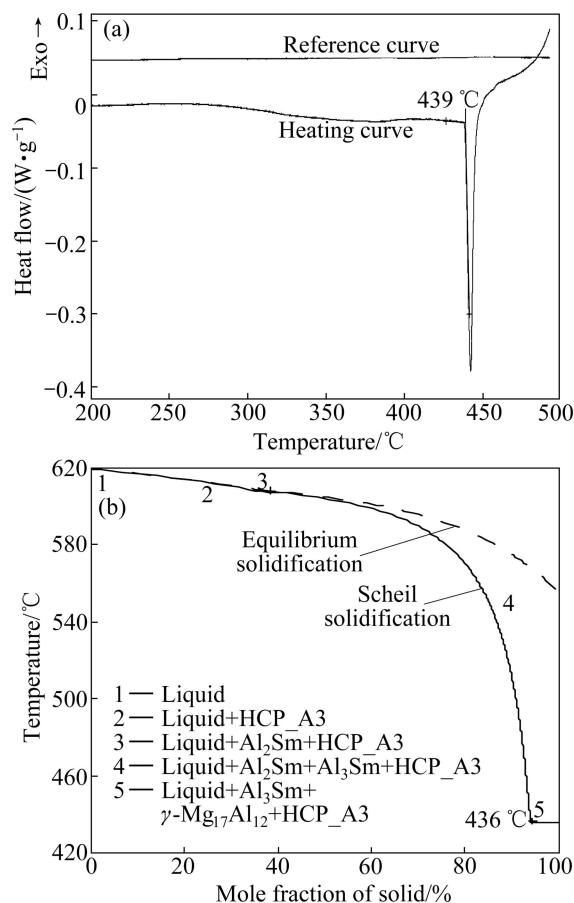


图 3 Mg-6Al-1Zn-1Sm 样品的 DSC 曲线及 Scheil 凝固模拟曲线

Fig. 3 DSC heating curves (a) and Scheil type solidification simulation curves (b) of Mg-6Al-1Zn-1Sm sample

采用 X 射线衍射和能谱分析技术考察了铸态合金样品的物相组成, 结果如图 4(a)所示。X 射线衍射谱显示: 合金样品由 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体、 Al_2Sm 和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 三相组成。衍射谱的五强线位于 32.4°、34.6°、36.9°、48.1°和 57.6°, 其峰位分别与 $\text{Mg}_{0.97}\text{Zn}_{0.03}$ 相(JCPDF 65-4596)的特征峰(100)、(002)、(101)、(102)和(110)吻合, 证明实验添加的 1%Zn(质量分数)固溶进入基体。结合能谱分析可知, 基体为含 Al 和 Zn 元素的 $\alpha\text{-Mg}$ 固溶体。36.1°、40.0°和 43.7°以及 19.5°和 37.6°的衍射峰分别与 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 和 Al_2Sm 的标准 PDF 卡片吻合。同时可以看到, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 与 Al_2Sm 的衍射峰宽

化,且随着 Al 含量的增加,合金样品的物相组成没有变化,但 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的衍射峰强度逐渐增加,而 Al_2Sm 的强度逐渐减弱。图 4(b)和(c)所示分别为样品 1 铸态组织的光学显微金相照片和背散射 SEM 像。从金相照片可以看出:合金样品晶粒大小不均匀,凝固组织存在 3 种明显的形貌衬度。除了基体相外,晶界存在半连续分布的粗大条状化合物,EDX 检测的结果为 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相。块状的析出相在 EDX 下呈现明显的成分衬度,结果显示为 Al_2Sm 相。此外,大量深色衬度的点状析出物沿晶界富集。通过对比光学显微观

察获得的结果(见图 4(b))与 Scheil 模型的凝固模拟(见图 3(b))可以了解合金铸态组织的凝固过程。液相熔体穿过狭窄 Mg 的初晶区后,即 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg}$,剩余的液相发生反应 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_2\text{Sm}$,因此,在液相中生成的 Al_2Sm 呈典型的等轴状。且 Mg 初晶的析出在其晶粒周围形成一个富 Al 的区域,为 Al_2Sm 的形成提供了有利的条件。所以,本实验中 Mg 的初晶总是伴随着 Al_2Sm 的出现。实验中没有观察到 Al_3Sm 的形成,即没有反应 $L + \text{Al}_2\text{Sm} \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_3\text{Sm}$ 和 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_3\text{Sm}$ 的发生。晶界处的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 证明凝固完成时的反应为 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 。

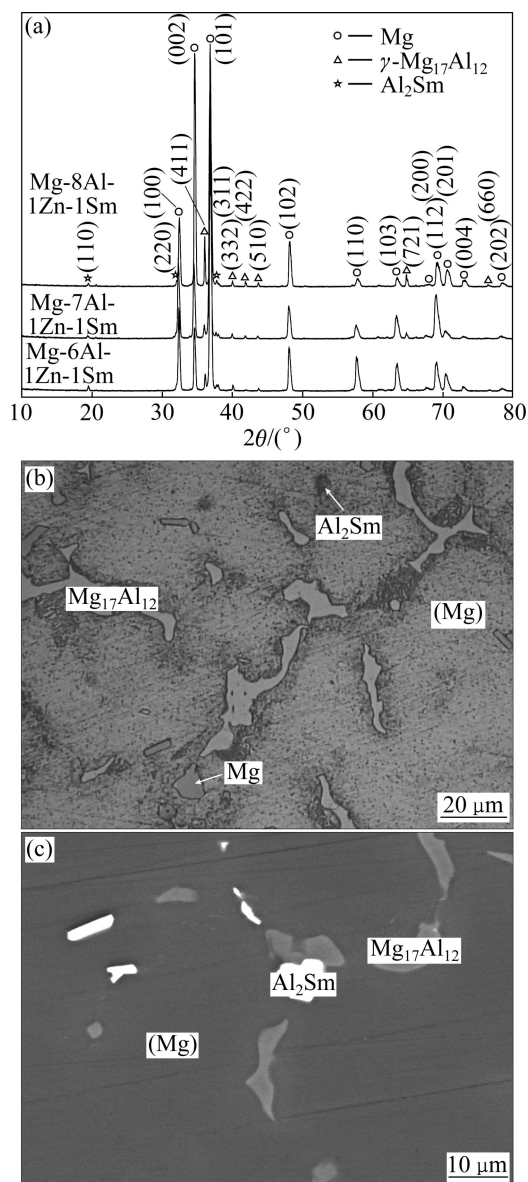


图 4 3 种铸态样品的 XRD 谱及 Mg-6Al-1Zn-1Sm(样品 1) 的光学显微组织与背散射 SEM 像

Fig. 4 XRD patterns of three samples (a) and optical microstructure observation (b) and BSE image (c) of sample 1 in casting state

2.3 合金时效态微观组织

图 5 所示为合金样品时效态的显微组织和物相组成。X 射线衍射分析结果(见图 5(a))对比了 3 个合金样品的物相组成。合金的物相并没有随着时效热处理以及 Al 含量的变化而发生改变,依然存在着 $\text{Mg}_{0.97}\text{Zn}_{0.03}$ 、 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 与 Al_2Sm 三相。 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的衍射峰更加尖锐,表明结晶更加完整。然而, Al_2Sm 的衍射强度比铸态样品的降低,在样品 3 中已不存在明显的衍射峰。X 射线衍射结果经光学显微金相组织以及背散射 SEM 像的观察得到验证,如图 5(b)、(c)和(d)所示。时效后,晶粒成规则等轴六边形,形成典型的三叉晶界。晶界上的化合物 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 在固溶时溶解进入基体,而在时效时形成不连续的点状析出相,有利于力学性能的提高。依据文献[14],时效后, $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 在晶粒内按特定的取向片层状析出,并与 Mg 基体存在 $(0001)_{\text{Mg}} \parallel (110)_{\gamma}$, $[1210]_{\text{Mg}} \parallel [111]_{\gamma}$ 的 Burgers 取向关系。图 5(b)、(c)和(d)清晰地显示了细小片层状和点状的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 沉淀相在晶粒内部弥散析出。少量块状 Al_2Sm 凝固组织清晰可见。虽然 Al_2Sm 的总含量降低了,但在合金样品的 TEM 观察中未能找到 Al_3Sm 析出的直接证据。图 5(e)所示为合金样品的 TEM 像以及 Mg 基体和 Al_2Sm 的选区电子衍射谱。基体中块状析出颗粒在 $[001]$ 的操作反射矢量下呈现明显立方结构花样,晶格常数为 $7.9 \text{ \AA}$,证明为 Al_2Sm 相。

3 讨论

由实验结果可知:添加稀土元素 Sm 的 AZ 合金在凝固过程形成了具有较高热稳定性的块状 Al_2Sm 相,因此,在热处理后不会分解消失。Al-Sm 化合物的形成消耗了部分 Al,降低了 $\gamma\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的含量,

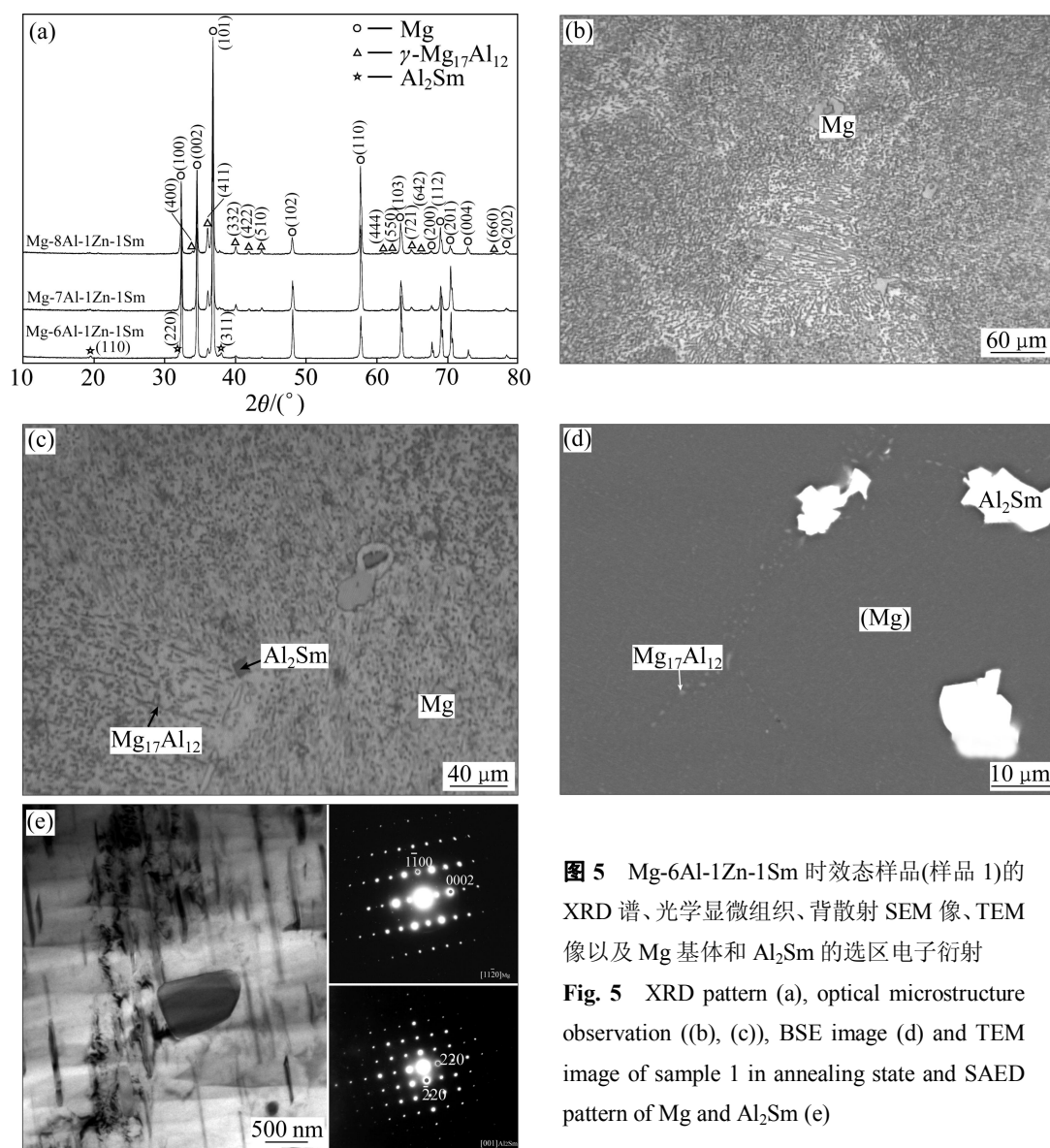


图 5 Mg-6Al-1Zn-1Sm 时效态样品(样品 1)的 XRD 谱、光学显微组织、背散射 SEM 像、TEM 像以及 Mg 基体和 Al₂Sm 的选区电子衍射

Fig. 5 XRD pattern (a), optical microstructure observation ((b), (c)), BSE image (d) and TEM image of sample 1 in annealing state and SAED pattern of Mg and Al₂Sm (e)

在不影响铸造性能的前提下抑制了 γ -Mg₁₇Al₁₂ 在晶界的半连续析出和粗化。图 6 所示为合金添加 Sm 元素前后在理想平衡凝固下 γ -Mg₁₇Al₁₂ 的析出温度和析出量。可以明显的看到 Sm 的添加降低了 Mg₁₇Al₁₂(γ) 的析出量和初始析出温度。这可能是添加稀土 Sm 经热处理后合金具有较好的力学性能的原因。

本实验的合金成分位于 α -Mg 固溶体、Al₂Sm、Al₃Sm 和 Mg₁₇Al₁₂ 四相平衡区。Scheil 模型凝固模拟中显示存在 $L + \text{Al}_2\text{Sm} \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_3\text{Sm}$ 和 $L \rightarrow \alpha\text{-Mg} + \text{Al}_3\text{Sm}$, 然而, 实验过程中并没有发现 Al₃Sm。由图 3(b)与图 6(b)可知, 不论在平衡凝固还是 Scheil 模型的极端非平衡凝固过程中, Al₂Sm 都先于 Al₃Sm 从液相中直接凝固。对于热稳定性高的 Al₂Sm, 其反应更接近平衡凝固的完全反应, 即实际含量仅为 1.0%(质

量分数)左右的 Sm 元素几乎全部形成了 Al₂Sm, 优先凝固生成的 Al₂Sm 会保存在铸态组织中。经典的形核析出理论认为: 一定温度下热力学因子或者驱动力大的物相优先从母相中析出^[15]。采用热力学方法计算了 604 $^{\circ}\text{C}$ 时, 即初晶 Mg 和 Al₂Sm 凝固后, 剩余液体中的各固相竞争凝固析出的驱动力, 如图 7 所示。在 Mg-5.56Al-Zn-Sm(样品 1)合金基体中, Al₂Sm 的驱动力大于 Al₃Sm 的, 且此时具有更高稳定性 Al₂Sm 已经形成, 这说明在该温度下, 剩余的液体中既不存在 Al₃Sm 优先于 Al₂Sm 凝固, 也不会发生 Al₂Sm 转化为 Al₃Sm 的反应。Al₂Sm 和 Al₃Sm 驱动力之间的差值随着 Al 元素含量的增加不断减小。在 Mg-7.89Al-Zn-Sm(样品 3)合金中, Al₃Sm 的驱动力大于 Al₂Sm 的驱动力。但此时两者的驱动力都小于 0, 都不能凝固析

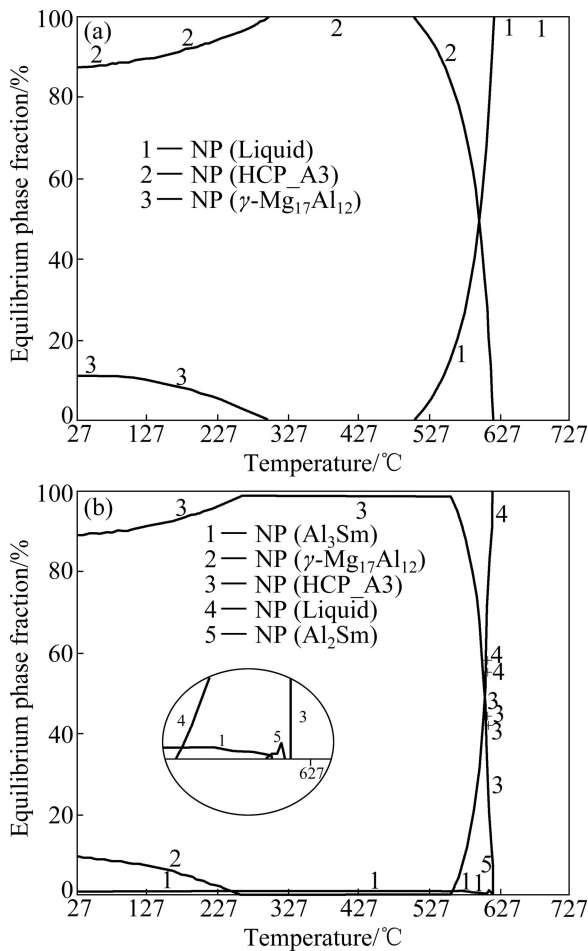


图 6 AZ61 合金与 Mg-5.56Al-Sm-Zn 合金(样品 1)平衡凝固相分数与温度的关系

Fig. 6 Relationship between equilibrium phase fraction and temperature of AZ61 (a) and Mg-5.56Al-Sm-Zn alloy (sample 1) (b)

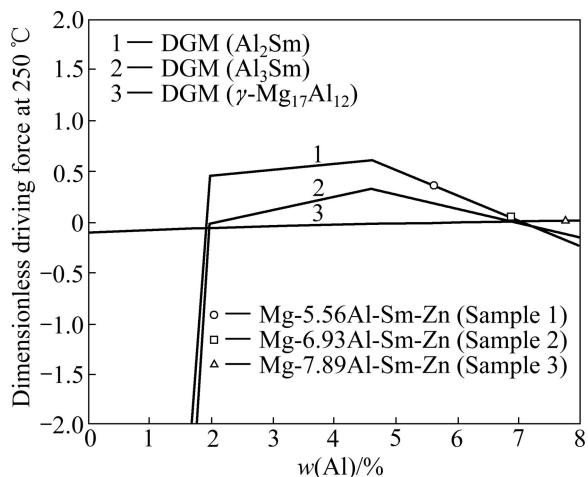


图 7 604 °C 时固相从液相中凝固的驱动力

Fig. 7 Solidification driving force of solid phases in liquid at 604 °C

出; Mg₁₇Al₁₂ 的驱动力大于 0, 优先从液相中凝固。这解释了 X 射线衍射实验中 Al₂Sm 的峰强度随着 Al 含量的增加而减弱的原因。

在后续的固溶处理中, 由于 γ -Mg₁₇Al₁₂ 在该温度下为不稳定析出相(见图 6(b)), 且在该温度下其在 Mg 基体中的驱动力为负值(见图 8(a)), 因此, 在固溶处理时, 晶界处连续或半连续的 Mg₁₇Al₁₂ 固溶进入基体。在时效处理时, 具有正驱动力的稳定相 Mg₁₇Al₁₂ 可以从 Mg 基体中析出, 且析出量远远大于 Al-RE 化合物的。对于 Al₂Sm 与 Al₃Sm, 凝固时生成的 Al₂Sm 相在有限的固溶和时效时间内不可能转化为高能量的 Al₃Sm 相。无论是在固溶处理还是时效过程中, Al₂Sm 的驱动力均大于 Al₃Sm 的(见图 8(b)), 因此, 固溶在基体中的 Al 与 Sm 元素在时效过程中也会优先形成 Al₂Sm。因此, 在整个实验中未发现平衡相图中所示的 Al₃Sm 相。然而, 驱动力仅仅只考虑动力学过程的热力学因素, Scheil 模型是固液扩散中的极端情况, 更精确的解释需要结合优化后的动力学数据库的模拟。

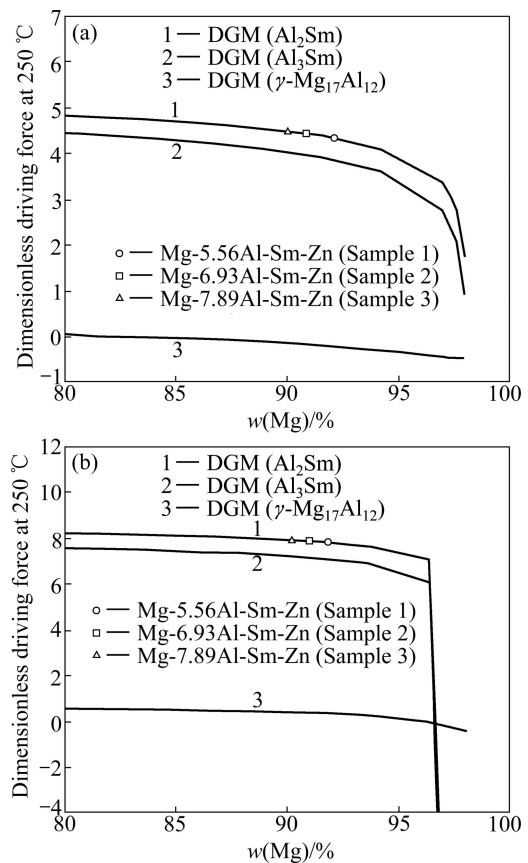


图 8 合金中的主要析出相在固溶温度和时效温度时从 Mg 基体中析出的驱动力

Fig. 8 Driving forces of precipitates in alloy from Mg matrix at solid solution (a) and aging (b) temperatures

4 结论

1) 借助 CALPHAD 技术的热力学数据库, 设计制备 Mg-Al-Zn-Sm 系富镁角镁合金样品。稀土 Sm 对 AZ61 镁合金合金具有明显的改性作用。通过物相分析、微观组织分析以及动态热分析与计算模拟研究了合金的凝固过程、组织形成原因和组织与性能之间的关系。

2) 实际成分为 Mg-5.56Al-1Sm-1Zn 合金在 450 °C 固溶, 经 250 °C 时效 T6 处理后的抗拉强度为 263 MPa。随着 Al 含量的增加, 合金的强度依次增加, 但塑性明显降低。

3) Mg-Al-Zn-Sm 系合金铸态组织主要由含有 Al 和 Zn 的 α -Mg 固溶体与在晶界不连续分布的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 以及块状 Al_2Sm 组成, 其凝固组织所显示的凝固过程与热力学数据库模拟得到的结果相吻合。用热分析方法所测得的铸态合金非平衡凝固组织的开始熔化温度与凝固模拟所得结果一致。合金经固溶时效处理后, $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 以层片状组织在镁合金基体内析出。

4) 平衡相图中 Al_3Sm 并没有出现在时效处理后的合金样品中。依据热力学计算可知, 在时效温度下 Al_2Sm 的形核驱动力大于 Al_3Sm 的驱动力, 在 Al_2Sm 先析的情况下, Al_3Sm 在有限的退火时间内不能从 α -Mg 基体中析出。结合相图热力学可知, 要使 Al_3Sm 在镁合金中析出, 必须添加适当的元素在不影响 Al_3Sm 热稳定性的前提下, 适当降低 Al_2Sm 的热稳定性, 抑制 Al_2Sm 与液相的平衡相区。

REFERENCES

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Magnesium properties-applications-potential [J]. *Mater Sci Eng A*, 2001, 302: 37-45.
- [2] BAMBERGER M, DEHM G. Trends in the development of new Mg alloys [J]. *Annu Rev Mater Res*, 2008, 38: 505-533.
- [3] DULY D, SIMON J P, BRECHET Y. On the competition between continuous and discontinuous precipitations in binary Mg-Al alloys [J]. *Acta Metall Mater*, 1995, 43: 101-106.
- [4] LUO A A. Recent magnesium alloy development for elevated temperature applications [J]. *Int Mater Rev*, 2004, 49: 13-30.
- [5] LU Y, WANG Q D, ZENG X Q, DING W J, ZHAI C Q, ZHU Y P. Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg-Al alloys [J]. *Mater Sci Eng A*, 2000, 278: 66-76.
- [6] SHANG S, ZHANG H, GANESHAN S, LIU Z K. The development and application of a thermodynamic database for magnesium alloys [J]. *JOM*, 2008, 60(12): 45-47.
- [7] GROBNER D, KEVORKOV D, SCHMID-FETZER R, BACH F W, HAERKAMP H, JASCHIK C. The CALPHAD approach in the focused design of magnesium alloys [C]// ZHAO J C, FAHRMANN M, POLLOCK T. *Material Design Approaches and Experience*. Warrendale: TMS, 2001: 241-253.
- [8] TAO X M, OUYANG Y F, LIU H S, ZENG F J, FENG Y P, DU Y, JIN Z P. Ab initio calculation of the total energy and elastic properties of Laves phase $\text{C15 Al}_2\text{RE}$ (RE=Sc, Y, La, Ce-Lu) [J]. *Comput Mater Sci*, 2008, 44(2): 392-399.
- [9] JIA B R, LIU L B, YI D Q, JIN Z P, NIE J F. Thermodynamic assessment of the Al-Mg-Sm system [J]. *J Alloys Compd*, 2008, 459(1/2): 267-273.
- [10] ROYEST J, RYUM N. Scandium in aluminum alloys [J]. *Int Mater Rev*, 2005, 50(1): 19-44.
- [11] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys—A review [J]. *Z Metallkd*, 2006, 97(3): 246-265.
- [12] CLOUET E, LAE L, EPICIER T, LEFEBVRE W, NASTAR M, DESCHAMPS A. Complex precipitation pathways in multicomponent alloys [J]. *Nat Mater*, 2006, 5(6): 482-488.
- [13] LIANG P, SU H, DONNADIE P, HARMELIN M G, QUIVY A, OCHIN P, EFFENBERG G, SEIFERT H J, LUKAS H L, ALDINGER F. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the central part of the Mg-Al phase diagram [J]. *Z Metallkd*, 1998, 89(8): 536-540.
- [14] HUTCHINSON C R, NIE J F, GORSSE S. Modeling the precipitation processes and strengthening mechanisms in a Mg-Al-(Zn) AZ91 alloy [J]. *Metall Mater Trans A*, 2005, 36(8): 2093-2105.
- [15] LEE B J, HWANG N M, LEE H M. Prediction of interface reaction products between Cu and various solder alloys by thermodynamic calculation [J]. *Acta Mater*, 1997, 45(5): 1867-1874.

(编辑 陈卫萍)