

Gd含量对Mg-1.5Zn-xGd合金组织与性能的影响

袁 蒙¹, 葛淑萍^{1*}, 刘文君²

¹重庆理工大学化学化工学院, 重庆

²重庆理工大学材料科学与工程学院, 重庆

收稿日期: 2025年1月15日; 录用日期: 2025年2月10日; 发布日期: 2025年2月18日

摘 要

在镁合金中添加稀土元素是一种有效的合金化方法, 能够显著改善镁合金的综合性能。稀土元素具有独特的物理和化学性质, 可以细化晶粒、增强固溶强化效果, 并促进热稳定性相的形成, 从而提升合金的强度、耐热性和耐腐蚀性。本文运用X射线衍射(XRD)、光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)以及室温拉伸试验等多种手段, 对铸态Mg-1.5Zn-xGd (其中 $x = 0.5, 1.0, 1.5$)合金的微观组织及其力学性能进行了研究。研究发现, 随着Gd含量的增加, 合金中的第二相逐渐从I相 + W相转变为单一的W相, 晶粒逐渐细化, 第二相分布形态从断续分布于晶界处及均匀散布于晶粒内部逐渐转变为连续网络状结构。随着Gd元素的增加, 材料的屈服强度先上升后下降, 极限抗拉强度和延伸率均先下降后提高, 最大值分别为46 MPa、136 MPa、17.3%, 室温拉伸断口均呈现解理面与撕裂棱并存的特征, 是脆性断裂和韧性断裂相结合的断裂模式。进一步优化Gd的含量及其与其他元素的协同作用, 有望开发出具有更优异性能的新型镁合金材料, 满足航空航天、汽车工业等领域对高性能轻量化材料的需求。

关键词

Mg-Zn-Gd合金, 准晶相, 微观组织, 力学性能

Effect of Gd Content on Microstructure and Properties of Mg-1.5Zn-xGd Alloy

Meng Yuan¹, Shuping Ge^{1*}, Wenjun Liu²

¹College of Chemistry and Chemical Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing

²College of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing

Received: Jan. 15th, 2025; accepted: Feb. 10th, 2025; published: Feb. 18th, 2025

*通讯作者。

文章引用: 袁蒙, 葛淑萍, 刘文君. Gd 含量对 Mg-1.5Zn-xGd 合金组织与性能的影响[J]. 材料科学, 2025, 15(2): 257-265.
DOI: 10.12677/ms.2025.152030

Abstract

Adding rare earth elements to magnesium alloys is an effective alloying method, which can significantly improve the comprehensive properties of magnesium alloys. Rare earth elements have unique physical and chemical properties, which can refine the grain, enhance the solid solution strengthening effect, and promote the formation of thermal stability phase, thereby improving the strength, heat resistance and corrosion resistance of the alloy. The microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-1.5Zn-xGd alloy (where $x = 0.5, 1.0, 1.5$) were studied by means of X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and tensile test at room temperature. It is found that with the increase of Gd content, the second phase in the alloy gradually changes from I phase + W phase to a single W phase, the grains are gradually refined, and the distribution of the second phase gradually changes from discontinuous distribution at the grain boundaries and uniform distribution in the grain to a continuous network structure. With the increase of Gd, the yield strength of the material first increased and then decreased, and the ultimate tensile strength and elongation both decreased first and then increased, with the maximum values of 46 MPa, 136 MPa and 17.3%, respectively. The tensile fractures at room temperature showed the characteristics of coexisting cleavage plane and tearing edge, which is a fracture mode combining brittle fracture and ductile fracture. Further optimization of Gd content and its synergistic effect with other elements is expected to develop new magnesium alloy materials with better properties to meet the demand for high-performance lightweight materials in aerospace, automotive industry and other fields.

Keywords

Mg-Zn-Gd Alloy, Quasi-Crystalline Phase, Microstructure, Mechanical Property

Copyright © 2025 by author(s) and Hans Publishers Inc.

This work is licensed under the Creative Commons Attribution International License (CC BY 4.0).

<http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/>



Open Access

1. 引言

镁合金作为一类轻质、高强度的金属材料,在航空航天、汽车工业以及 3D 打印等领域展现出了巨大的应用潜力[1]-[5]。然而,镁合金较差的室温塑性及抗蠕变能力,限制了其进一步应用[6] [7]。为了改善镁合金的综合性能,研究人员探索了多种合金化策略,其中加入稀土元素被认为是一种有效的方法。稀土元素具有独特的电子结构和化学性质,能够显著影响镁合金的微观组织和力学性能。准晶具有许多特殊的性质,如高硬度、热稳定性、高耐蚀性、低摩擦系数和低界面能等,这些性质使得准晶相在室温和高温下适合作为韧性材料的强化相,从而提高材料的整体性能[8] [9]。

近年来,随着科学技术的发展和对轻量化材料需求的增长,关于镁合金的研究不断深入,特别是在稀土元素的添加对其性能改善方面取得了显著成果。1993 年,罗志平等[10]首次发现, Mg-Zn-RE 合金通过普通铸造法也可以获得稳定的准晶。由此, Mg-Zn-RE 合金受到了广泛的关注,成为高强镁合金的研究热点,各国材料研究者们开始对准晶增强 Mg-Zn-RE 合金系相的转变,加工工艺以及性能特点进行大量的研究[11]-[15]。研究发现,在 Mg-Zn-RE 合金中添加适量的稀土元素(如 Y、Gd 等)能够促进二十面体准晶相(I-phase)的形成[16]-[18],而过量或不足的 RE 含量则会抑制准晶相的生成。例如, Gao 等[19]研究发现,适量增加 Y 的含量可以改善合金的力学性能,并促进准晶相的形成,但过多的 Y 会导致脆性增加。

而 Wu 等[20]研究表明, Ce 的添加可以显著改变合金的微观结构, 并在适当含量下促进准晶相的形成, 从而改善合金的力学性能。实质上, Mg-Zn-RE 合金中第二相的形成不仅是由含量决定还和 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 的比值相关。Lee 在 Mg-Zn-Y 合金中发现[21], 准晶相的形成与 Zn/Y 有重要的关系。Zn/Y 大于 4.38 时, 第二相以 I 相为主, Zn/Y 在 1.10 与 4.38 之间时, 材料中则会同时形成 I 相与 W 相[22]。Luo L 等[23]研究了 $x(\text{Zn})=0\sim 10\%$, $x(\text{Gd})=0\sim 2\%$ 等 48 个试样时发现, 当 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 的比值范围为 1.5~40 时, 可以形成 I 相, 且当 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 比或者合金元素降低时影响 I 相的形成。因此, 本文通过改变 Gd 的含量配比, 制备 3 种不同 I 相含量的稀土镁合金: Mg-1.5Zn-0.5Gd、Mg-1.5Zn-1.0Gd、Mg-1.5Zn-1.5Gd, 主要研究 3 种铸态合金的显微组织和力学性能。

2. 实验材料与方法

Mg-Zn-Gd 合金的化学成分见表 1。该合金是通过熔炼纯 Mg、纯 Zn 以及 Mg-30% Gd 中间合金来制备的。制备过程: 按照预定比例称量原料, 然后将纯 Mg 置于低碳钢坩埚内, 加热 730℃ 直至完全融化; 接着依次添加 Mg-30% Gd 中间合金和纯 Zn, 并通过充分搅拌确保各成分均匀混合; 将熔融液体升温至 760℃, 保持该温度静置 10 分钟; 将温度降至 730℃ 后, 进行浇铸以形成铸件。整个过程中, 使用了 CO₂ 和 SF₆ 的混合气体进行保护。

Table 1. Actual composition of Mg-Zn-Gd alloy (at.%)

表 1. Mg-Zn-Gd 合金的实际成分(at.%)

合金	Zn	Gd
Mg-1.5Zn-0.5Gd	1.38	0.34
Mg-1.5Zn-1.0Gd	1.52	0.9
Mg-1.5Zn-1.5Gd	1.45	1.3

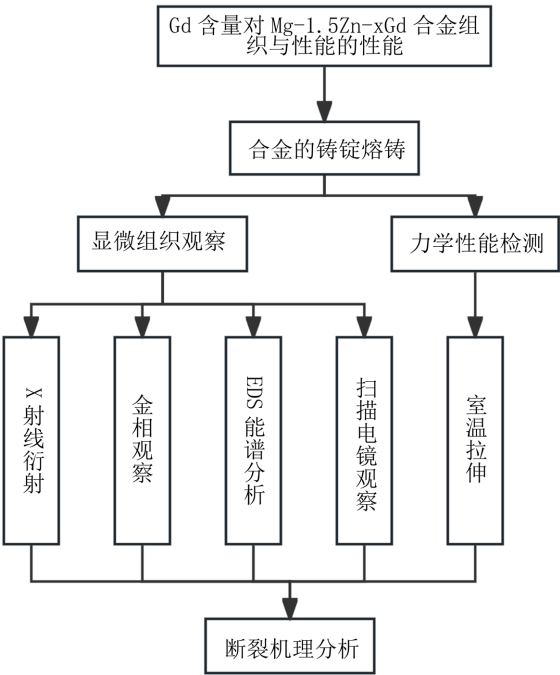


Figure 1. Experimental flow chart
图 1. 实验流程图

对于铸态样品,首先对其进行打磨抛光处理,随后使用 4%浓度的硝酸酒精溶液进行腐蚀,利用光学显微镜观察其显微结构。能量色散 X 射线光谱仪(EDS, AZtech Max2, Oxford Instruments, London, UK)和场发射扫描电子显微镜(FEGSEM, Zeiss Sigma HD, Zeiss, Dresden, Germany)对合金的微观组织及拉伸断裂表面进行了细致分析,并完成了局部元素组成测定。X 射线衍射技术(XRD, Empyrean Series2, PANalytical, Almelo, The Netherlands)被用来识别样品表面的物相组成。第二相的具体结构则通过透射电子显微镜(TEM)进一步研究,其中试样是经过离子减薄器处理得到的。根据 GBT228-2002 标准,所有试样都被切割成薄片状,并在万能材料试验机上以 3 mm/min 速度进行了室温下的拉伸测试。实验流程图如图 1 所示。

3. 实验结果与分析

3.1. 铸态 Mg-Zn-Gd 合金微观组织分析

图 2 为铸态 Mg-1.5Zn-0.5Gd、Mg-1.5Zn-1.0Gd 和 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金的 XRD 图谱。在 Mg-Zn-Gd 系合金中,面心立方结构的 W 相会出现。此外, W 相的 X 射线衍射峰角度会随着 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 比例的变化而变化,这表明它应归属于一种具有面心立方结构的固溶体相,而非某一成分固定的化合物[24]。本实验的结果与其衍射角度相符,因此可以确定该 XRD 衍射峰代表的是 W 相,即 Mg-1.5Zn-0.5Gd 与 Mg-1.5Zn-1.0Gd 有着相同的相组成(I 相、W 相及 α -Mg),而 Mg-1.5Zn-1.5Gd 只含有 W 相和 α -Mg。可以发现, I 相的形成不仅与合金元素含量相关,还和 Zn/Gd 比有关。这和已有的研究结果相似,即 Zn/Gd = 1.5~40 时,可以形成 I 相[23]。

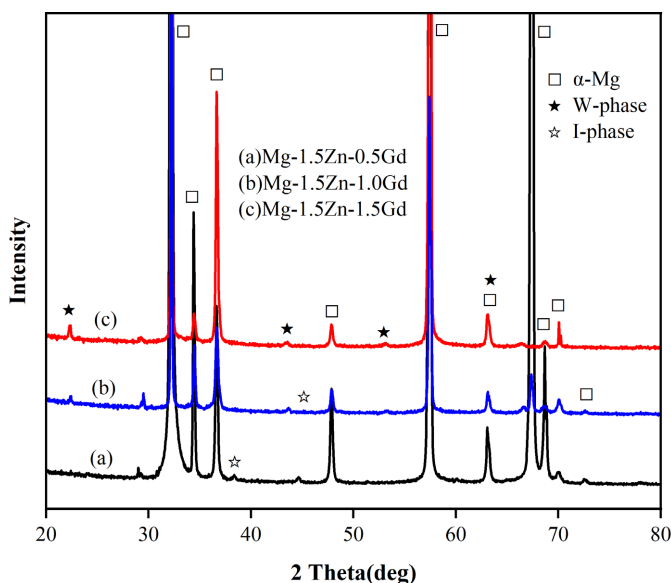


Figure 2. XRD pattern of as-cast alloy; (a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 2. 铸态合金的 XRD 图谱; a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 3 为铸态 Mg-1.5Zn-0.5Gd、Mg-1.5Zn-1.0Gd 和 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金的光学显微组织图。从图 3 中可以观察到,铸态合金的微观结构呈现出典型的枝晶形态。在 Zn 含量保持不变的情况下,随着 Gd 含量的增加,合金的平均晶粒尺寸逐渐减小。具体来说,当 Gd 含量为 0.5 at.%时,平均晶粒大小约为 116 μm ;而当 Gd 含量增加至 1.0 at.%时,平均晶粒尺寸减少了 17.2%。进一步增加 Gd 含量后,从 Mg-1.5Zn-1.0Gd 到 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金,其平均晶粒大小由 96 μm 降至 70 μm ,降幅达到了 27.1%。Gd 元素的加入会使

合金的成分过冷度增加。成分过冷度的增大会使形核驱动力增加,促进形核过程的发生,从而使晶粒得到细化[25]。这表明 Gd 元素的添加对细化合金的显微组织结构具有显著效果。

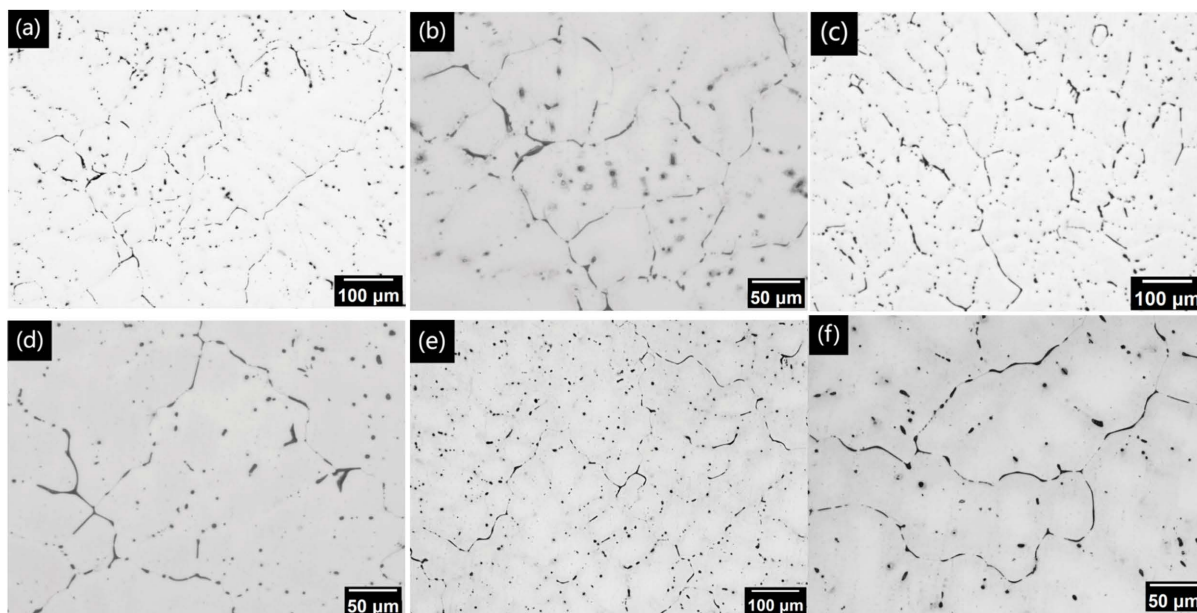


Figure 3. Microstructure of Mg-Zn-Gd alloy in as-cast state: (a) (b) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (c) (d) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (e) (f) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 3. Mg-Zn-Gd 合金的铸态显微组织照片: (a) (b) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (c) (d) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (e) (f) Mg-1.5Zn-1.5Gd

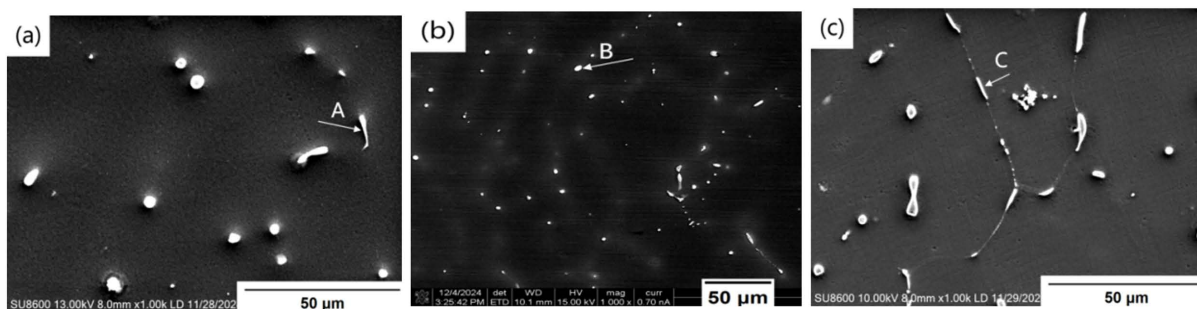


Figure 4. SEM photos of Mg-Zn-Gd alloy as cast: (a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 4. Mg-Zn-Gd 合金的铸态 SEM 照片: (a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 4 为铸态 Mg-1.5Zn-xGd ($x = 0.5, 1.0, 1.5$)合金的 SEM 图。由图 4 可以看出,这三种状态下的合金主要由深灰色的 α -Mg 基体以及灰白色的第二相组成。随着 Gd 含量的增长,不仅第二相的数量有所增加,而且其分布模式也发生了变化,从最初倾向于断续分布于晶界处及均匀散布于晶粒内部逐渐转变为连续网络状沿着晶界分布。根据 EDS 分析结果(见表 2),发现所有三种合金中的第二相均主要由 Mg、Zn 和 Gd 三种元素构成。值得注意的是,对于 Mg-1.5Zn-0.5Gd 与 Mg-1.5Zn-1.0Gd 合金而言,Zn 与 Gd 的原子比介于 1.5 到 40 之间;而对于 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金,则接近于 1:1。结合 XRD 测试的结果,分析得出在 Mg-1.5Zn-0.5Gd 和 Mg-1.5Zn-1.0Gd 合金中存在的是 I 相和 W 相,且 I 相含量较少,而在 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金中仅存在 W 相。I 相出现在共晶组织中[26] [27]。如果合金中的 Gd 含量较低,那么在凝固过程中,Mg₇Zn₃相会在富含 Zn 的区域形成。Mg-Zn-Gd 合金中的 Frank-Kasper 型准晶是由熔体中的 Samson-Pauling-Bergman 原子团堆积而成的[28] [29]。然而,由于 Gd 元素的含量较少,这种原子团的数量也相对

较少，因此准晶的含量也相应较低。

Table 2. EDS component analysis results of each point in Figure 3
表 2. 图 3 中各点的 EDS 成分分析结果

Point	Element (at.%)		
	Mg	Zn	Gd
A	57.69	32.50	9.81
B	75.40	15.36	9.24
C	73.56	2.78	1.87

3.2. 铸态 Mg-Zn-Gd 合金力学性能分析

表 3 为铸态 Mg-1.5Zn-0.5Gd、Mg-1.5Zn-1.0Gd 和 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金的室温拉伸力学性能。由表可知，当 Gd 含量为 0.5 at.%时，合金的屈服强度为 30 MPa，极限抗拉强度为 125 MPa，延伸率为 17.3%。随着 Gd 含量增加至 1.0 at.%，合金的屈服强度达到最大值 46 MPa，但极限抗拉强度先下降后提高，延伸率则由 17.3%下降到 16.1%。当 Gd 含量进一步增加至 1.5 at.%时，合金的屈服强度略有下降，但极限抗拉强度达到最大值 136 MPa，延伸率则上升到 16.5%。

Table 3. Mechanical properties of as-cast alloys
表 3. 铸态合金的机械性能

合金	力学性能		
	YS	UTS	EL
Mg-1.5Zn-0.5Gd	30	125	17.3
Mg-1.5Zn-1.0Gd	46	124	16.1
Mg-1.5Zn-1.5Gd	42	136	16.5

这种变化趋势可以归因于 Gd 在镁合金中的固溶强化作用和第二相的形成。当 Gd 含量较低时(如 0.5 at.%)，它主要通过固溶强化机制提高合金的强度，同时保持较高的延伸率。然而，随着 Gd 含量的增加，过多的 Gd 原子可能会聚集形成第二相颗粒，这些颗粒在一定程度上阻碍了位错的运动，从而提高了屈服强度和极限抗拉强度，但同时也降低了材料的塑性。因此，虽然 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金具有最高的极限抗拉强度，但其延伸率较低，显示出较差的塑性。相比之下，Mg-1.5Zn-0.5Gd 合金由于其较低的 Gd 含量，既获得了较好的固溶强化效果，又避免了过多第二相的形成，从而保持了较高的塑性。

在 Mg-Zn-Gd 合金中，I 相是一种重要的第二相。I 相的形成与 Zn/Gd 和 Gd 含量密切相关。当 Gd 含量为 0.5 at.%时，Zn/Gd = 3，此时，I 相与 W 相同时存在，W 相数量相对较少，对合金的强化效果有限，但因为 I 相的存在，合金的塑性相对较高。随着 Gd 含量增加，在 Zn 含量不变的情况下，Zn/Gd 值在下降，I 相的数量减少，且 W 相开始增多。W 相的形成导致了合金中晶粒尺寸的减小，增加了晶界的数量，从而降低了合金的延伸率。此外，I 相和 W 相的协同作用提高了合金的屈服强度，但由于 W 相的形成可能导致了一定程度的应力集中，使得极限抗拉强度有所下降。当 Gd 含量进一步增加时(例如 1.5 at.%)，I 相逐渐消失，W 相的形成更加显著。W 相作为一种硬质相，其增多有助于提高合金的极限抗拉强度。同时，由于晶粒尺寸的进一步减小和晶界的增多，合金的延伸率得到了一定程度的恢复。因此，当 Gd 含量

为 1.5 at.% 时, 合金的综合力学性能达到了最佳状态。

3.3. 拉伸断口微观形貌与断裂行为分析

图 5 为合金室温拉伸后的断口形貌图。三种不同成分的合金其室温拉伸断口均呈现解理面与撕裂棱并存的特征, 因此, 它们的断裂机制是脆性断裂和韧性断裂相结合的模式。对 Mg-1.5Zn-0.5Gd 合金, 主要以韧性断裂为主, 伴有少量的脆性断裂特征。晶粒细化和少量析出相的强化作用提高了材料的强度和韧性。在较低 Gd 含量下, I 相的存在促进了韧性断裂的发生, 使得材料在受到外力作用时能够通过塑性变形来吸收能量, 从而展现出较好的韧性。随着 Gd 含量增加到 1.0 at.%, 即在 Mg-1.5Zn-1.0Gd 合金中, I 相的数量减少而 W 相的数量增加, 韧性断裂和脆性断裂并存。随着 Gd 含量的增加, 析出相增多, 对位错运动的阻碍作用增强, 导致断裂模式向脆性转变[30]。这种变化导致断口上出现了更多的解理面。这意味着合金的韧性有所下降, 但仍然保持了一定的塑性变形能力。解理面的增多可能是由于 W 相的增加导致的局部应力集中效应增强所致。当 Gd 含量进一步增加到 1.5 at.% 时, 第二相主要为 W 相, 主要以脆性断裂为主, 仅有少量的撕裂棱。过多的 Gd 导致析出的 W 相过度聚集, 形成较大的第二相颗粒, 这些颗粒成为裂纹的优先扩展路径, 导致材料脆性显著增加。

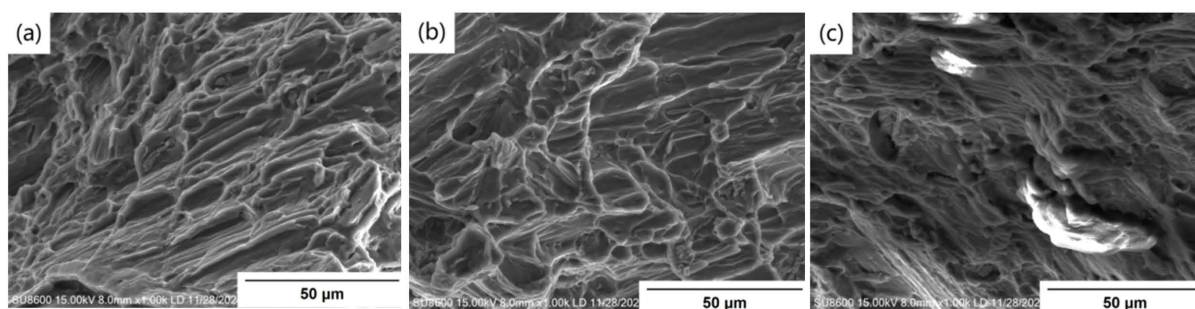


Figure 5. Tensile fracture morphology of as-cast alloy at room temperature; (a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

图 5. 铸态合金的室温拉伸断口形貌; (a) Mg-1.5Zn-0.5Gd; (b) Mg-1.5Zn-1.0Gd; (c) Mg-1.5Zn-1.5Gd

4. 结论

本文基于 X 射线衍射(XRD)、光学显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)以及室温拉伸试验等多种手段, 对铸态 Mg-1.5Zn-xGd (其中 $x = 0.5, 1.0, 1.5$) 合金的微观组织及其力学性能进行了综合性的分析, 得出如下结论:

(1) Mg-1.5Zn-xGd ($x = 0.5, 1.0, 1.5$) 合金中的第二相逐渐从 I 相 + W 相转变为单一的 W 相。平均晶粒尺寸随之减小, 从 Mg-1.5Zn-0.5Gd 合金的 116 μm 降到 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金的 70 μm , 晶粒逐渐细化。第二相分布形态从断续分布于晶界处及均匀散布于晶粒内部逐渐转变为连续网络状结构。

(2) 随着 Gd 元素的增加, 材料的屈服强度先上升后下降, 在 Gd 含量为 1.0 at.% 时取得最高值, 为 46 MPa。极限抗拉强度从 Mg-1.5Zn-0.5Gd 合金的 125 MPa 提升至 Mg-1.5Zn-1.5Gd 合金的 136 MPa。延伸率先下降后提高, 在 Gd 含量为 0.5 at.% 时达到了最大值 17.3%。

(3) 铸态 Mg-1.5Zn-0.5Gd, Mg-1.5Zn-1.0Gd, Mg-1.5Zn-1.5Gd 三种合金其室温拉伸断口均呈现解理面与撕裂棱并存的特征, 是脆性断裂和韧性断裂相结合的断裂模式。

基金项目

国家自然科学基金青年基金资助项目(31700826)。

参考文献

- [1] Liu, Y., Zhang, Y., Wang, Y., Tian, Y. and Chen, L. (2021) Research Progress on Surface Protective Coatings of Bio-medical Degradable Magnesium Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **885**, Article 161001. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161001>
- [2] Lyu, J., Kim, J., Liao, H., She, J., Song, J., Peng, J., *et al.* (2020) Effect of Substitution of Zn with Ni on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of LPSO Dominant Mg-y-Zn Alloys. *Materials Science and Engineering: A*, **773**, Article 138735. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138735>
- [3] Zhang, E., Yang, L., Xu, J. and Chen, H. (2010) Microstructure, Mechanical Properties and Bio-Corrosion Properties of Mg-Si(-Ca, Zn) Alloy for Biomedical Application. *Acta Biomaterialia*, **6**, 1756-1762. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2009.11.024>
- [4] 王武孝, 刘雪雍, 王娜, 等. 超声处理对 Mg-9Al-Zn-0.6Ce-1.2Ca 镁合金组织及耐蚀性的影响[J]. 材料热处理学报, 2019, 40(1): 44-49.
- [5] Liao, H., Kim, J., Lee, T., Song, J., Peng, J., Jiang, B., *et al.* (2020) Effect of Heat Treatment on LPSO Morphology and Mechanical Properties of Mg-Zn-Y-Gd Alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, **8**, 1120-1127. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.06.009>
- [6] 张新平, 刘金合, 王渠东, 等. 稀土镁合金研究现状及展望[J]. 中国稀土学报, 2009, 27(6): 709-723.
- [7] 马小黎, 游国强, 李阳, 等. 镁合金机械连接技术综述[J]. 兵器材料科学与工程, 2015, 38(3): 143-148.
- [8] Pierce, F.S., Poon, S.J. and Guo, Q. (1993) Electron Localization in Metallic Quasicrystals. *Science*, **261**, 737-739. <https://doi.org/10.1126/science.261.5122.737>
- [9] Bae, D.H., Kim, S.H., Kim, D.H. and Kim, W.T. (2002) Deformation Behavior of Mg-Zn-Y Alloys Reinforced by Icosahedral Quasicrystalline Particles. *Acta Materialia*, **50**, 2343-2356. [https://doi.org/10.1016/s1359-6454\(02\)00067-8](https://doi.org/10.1016/s1359-6454(02)00067-8)
- [10] Luo, Z., Zhang, S., Tang, Y. and Zhao, D. (1993) Quasicrystals in As-Cast Mg-Zn-Re Alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, **28**, 1513-1518. [https://doi.org/10.1016/0956-716x\(93\)90584-f](https://doi.org/10.1016/0956-716x(93)90584-f)
- [11] 万迪庆, 杨根仓, 朱满. Mg₇₀Zn₂₈Y₂ 合金凝固过程、凝固组织及包晶反应初生相研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007(10): 43-46.
- [12] 卜志强, 鲁若鹏, 侯华. Mg-Zn-Y-(Zr)合金中的二十面体准晶相(英文) [J]. Journal of Measurement Science and Instrumentation, 2007, 8(2): 36-48.
- [13] Jenei, P., Gubicza, J., Yoon, E.Y. and Kim, H.S. (2012) X-Ray Diffraction Study on the Microstructure of a Mg-Zn-Y Alloy Consolidated by High-Pressure Torsion. *Journal of Alloys and Compounds*, **539**, 32-35. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2012.05.100>
- [14] Geng, J., Teng, X., Zhou, G., Zhao, D. and Leng, J. (2014) Growth Mechanism of an Icosahedral Quasicrystal and Solute Partitioning in a Mg-Rich Mg-Zn-Y Alloy. *Journal of Materials Research*, **29**, 942-949. <https://doi.org/10.1557/jmr.2014.81>
- [15] Medina, J., Garces, G., Pérez, P., Stark, A., Schell, N. and Adeva, P. (2020) High Temperature Mechanical Behaviour of Mg-6Zn-1Y Alloy with 1 wt.% Calcium Addition: Reinforcing Effect Due to I-(Mg₃Zn₆Y₁) and Mg₆Zn₃Ca₂ Phases. *Journal of Magnesium and Alloys*, **8**, 1047-1060. <https://doi.org/10.1016/j.jma.2020.08.007>
- [16] 叶杰, 林小娉, 刘凤芳, 付守军. 准晶增强 Mg-Zn-Y 合金显微组织及凝固过程研究[J]. 铸造, 2024, 73(9): 1233-1237.
- [17] Panchal, M., Ravi, K.R., Kaushik, L., Khatirkar, R., Choi, S. and Singh, J. (2023) Texture Control Techniques for Improving Room Temperature Formability of Mg Alloys Including Pre-Twinning: A Review. *Metals and Materials International*, **29**, 3471-3489. <https://doi.org/10.1007/s12540-023-01472-0>
- [18] Kim, H.J., Kim, Y.M., Bae, J.H., Yoon, J. and Park, S.H. (2022) Aging Hardening and Precipitation Characteristics of Extruded Mg-9Al-0.8Zn-0.2Mn-0.3Ca-0.2Y Alloy. *Metals and Materials International*, **29**, 381-389. <https://doi.org/10.1007/s12540-022-01237-1>
- [19] Gao, Q. (2010) Effect of Yttrium Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Y Alloy. *Materials Science Forum*, **638**, 463-466.
- [20] Wu, Z. (2014) Microstructural Evolution and Mechanical Properties of Mg-Zn-Ce Alloys with Different Ce Contents. *Intermetallics*, **35**, 139-146.
- [21] Lee, J.Y., Kim, D.H., Lim, H.K. and Kim, D.H. (2005) Effects of Zn/Y Ratio on Microstructure and Mechanical Properties of Mg-Zn-Y Alloys. *Materials Letters*, **59**, 3801-3805. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.06.052>
- [22] Xu, D.K., Liu, L., Xu, Y.B. and Han, E.H. (2006) The Influence of Element Y on the Mechanical Properties of the As-Extruded Mg-Zn-Y-Zr Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **426**, 155-161.

- <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.02.035>
- [23] Luo, L., Liu, Y. and Duan, M. (2018) Phase Formation of Mg-Zn-Gd Alloys on the Mg-Rich Corner. *Materials*, **11**, Article 1351. <https://doi.org/10.3390/ma11081351>
- [24] 刘勇. 原位自生准晶增强 Mg-Zn-Gd 基合金组织和力学性能的研究[D]: [博士学位论文]. 上海: 上海交通大学, 2008.
- [25] Su, N., Wu, Q., Ding, C., Wu, Y. and Peng, L. (2023) Effect of Y and Gd Solutes on Grain Refinement of the As-Extruded Mg-Gd(-Y)-Zn-Mn Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **968**, Article 171804. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171804>
- [26] Xu, D.K., Tang, W.N., Liu, L., Xu, Y.B. and Han, E.H. (2007) Effect of Y Concentration on the Microstructure and Mechanical Properties of As-Cast Mg-Zn-Y-Zr Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **432**, 129-134. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2006.05.123>
- [27] Xu, D.K., Tang, W.N., Liu, L., Xu, Y.B. and Han, E.H. (2008) Effect of W-Phase on the Mechanical Properties of As-Cast Mg-Zn-Y-Zr Alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, **461**, 248-252. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.07.096>
- [28] Tsai, A.-P. (2004) A Test of Hume-Rothery Rules for Stable Quasicrystals. *Journal of Non-Crystalline Solids*, **334**, 317-322. <https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2003.11.065>
- [29] 周公度, 郭可信. 晶体和准晶体的衍射[M]. 北京: 北京大学出版社, 1999.
- [30] 杜鹏. 稀土 Y、Gd 对镁锂合金组织及性能的影响[D]: [硕士学位论文]. 沈阳: 东北大学, 2014.