

稀土元素含量对铸造高稀土镁合金组织与性能的影响

王鹏飞¹, 吕宁², 赵岭玉^{1*}, 陈荣石^{1*}

¹沈阳理工大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳

²沈阳飞机工业(集团)有限公司, 辽宁 沈阳

收稿日期: 2026年1月4日; 录用日期: 2026年1月27日; 发布日期: 2026年2月9日

摘要

为探究稀土总含量对镁合金显微组织及室温拉伸力学性能的影响, 本研究采用低压铸造工艺制备WE43、Mg-14Gd及Mg-20Gd三种不同稀土含量的镁合金, 并对其进行热处理。通过光学显微镜(OM)、配备能谱仪(EDS)的扫描电子显微镜(SEM)及室温拉伸试验, 系统分析合金在铸态与热处理后的显微组织特征及力学性能规律。结果表明: 随着稀土含量增加, 合金组织中第二相体积分数呈递增趋势; 铸态下, Mg-14Gd合金综合力学性能最优, 其屈服强度、抗拉强度及延伸率分别达165 MPa、220 MPa和2.8%; 固溶处理后, Mg-20Gd合金表现出最高的屈服强度(183 MPa)与抗拉强度(265 MPa), 而Mg-14Gd合金延伸率显著提升至15.3%, 为三种合金中最高。本研究可为稀土镁合金的成分优化及工程化应用提供理论参考。

关键词

稀土镁合金, 力学性能, 显微组织, 稀土含量

Effect of Rare Earth Element Content on Microstructure and Properties of Cast High Rare Earth Magnesium Alloy

Pengfei Wang¹, Ning Lyu², Lingyu Zhao^{1*}, Rongshi Chen^{1*}

¹School of Materials Science and Engineering, Shenyang Ligong University, Shenyang Liaoning

²Shenyang Aircraft Industry (Group) Ltd., Shenyang Liaoning

Received: January 4, 2026; accepted: January 27, 2026; published: February 9, 2026

*通讯作者。

文章引用: 王鹏飞, 吕宁, 赵岭玉, 陈荣石. 稀土元素含量对铸造高稀土镁合金组织与性能的影响[J]. 材料科学, 2026, 16(2): 103-111. DOI: [10.12677/ms.2026.162028](https://doi.org/10.12677/ms.2026.162028)

Abstract

To investigate the influence of total rare earth content on the microstructure and room-temperature tensile mechanical properties of magnesium alloys, this study prepared three magnesium alloys with different rare earth contents, namely WE43, Mg-14Gd and Mg-20Gd, by low-pressure casting and subjected them to heat treatment. The microstructure characteristics and mechanical properties of the alloys in as-cast and heat-treated states were systematically analyzed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) equipped with energy dispersive spectrometer (EDS), and room-temperature tensile tests. The results show that with the increase of rare earth content, the volume fraction of the second phase in the alloys increases. In the as-cast state, the Mg-14Gd alloy shows the best comprehensive mechanical properties, with yield strength of 165 MPa, ultimate tensile strength of 220 MPa and elongation of 2.8%. After solution treatment, the Mg-20Gd alloy exhibits the highest yield strength (183 MPa) and ultimate tensile strength (265 MPa), while the elongation of the Mg-14Gd alloy significantly increases to 15.3%, which is the highest among the three alloys. This study can provide theoretical references for the composition optimization and engineering application of rare earth magnesium alloys.

Keywords

Rare Earth Magnesium Alloy, Mechanical Properties, Microstructure, Rare Earth Content

Copyright © 2026 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

镁合金作为当前工程化应用中密度最低的轻质金属结构材料,其密度比钢低75%、比铝合金低35%,兼具良好的刚性、优异的尺寸稳定性及良好的导热性与电磁屏蔽性能[1]。同时,镁合金具有密度低和生物相容性好的特点,在航空航天、武器装备、便携式电子设备、生物医疗及汽车零部件等领域展现出巨大的减重应用潜力[2]。

然而,传统非稀土镁合金普遍存在强度与塑性偏低的缺点,严重限制了其在高性能结构材料领域应用的进一步拓展。研究表明,向镁合金中引入稀土元素(如Y、Nd、Gd等),可以显著地提高镁合金的力学性能[3]。Y、Nd和Gd元素在镁基体中的作用相似,都有一定的固溶度;都可以偏聚在晶界处,抑制镁合金晶粒长大,有利于晶粒细化;时效处理过程中,三种元素都会在镁基体中析出稳定的纳米级第二相,这些第二相可有效阻碍位错滑移,强化效果显著[4]-[6]。

近十余年来,高强耐热铸造镁合金的研究重点主要集中在Mg-Gd系合金。Mg-Gd系合金通常具备更高的强度水平,但高稀土镁合金塑性较差,如Mg-8Gd-3Y-0.4Zr(wt.%)和Mg-10Gd-2Y/3Y-0.4Zr(wt.%)合金已被证实具有优良的强度。谢飞等[7]研究发现,适量Y元素可改变铸造镁合金的相结构与组织形态,低含量的Y元素能增加固溶-时效处理后合金中的颗粒相数目,但该热处理对含1%左右Y的镁合金的硬度提升效果不显著。孙庆冀等[8]研究了Mg-9Gd-4Y-0.5Zr(wt.%)镁合金在不同热处理状态下的动态力学行为并进行对比分析,结果表明,与铸态相比,时效处理后,材料表现出最大的抗冲击极限,同时在相近应变速率下,表现出最高的抗冲击性能。H.R. Jafari Nodooshan等[9]针对Mg-xGd-3Y-0.5Zr(x=3~12wt.%)合金的研究表明,随Gd含量增加,合金时效硬化效果增强,当Gd含量达到10%时,Mg-10Gd-3Y-

0.5Z(wt.%)合金的屈服强度与抗拉强度分别可达 245 MPa 和 390 MPa。S.M. He 等[10]则揭示了 Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt.%) 合金在 250°C 等温时效过程中的四阶段连续析出行为($\text{SSSS} \rightarrow \beta''(\text{D019}) \rightarrow \beta'(\text{coco}) \rightarrow \beta_1(\text{fcc}) \rightarrow \beta(\text{fcc})$)，并指出凸透镜状亚稳 β 相是产生峰值硬度的关键，并且该 β 相在 250°C 下具有优异的热稳定性。尽管现有研究已证实稀土元素对镁合金性能的调控作用，但稀土总含量与固溶处理协同影响镁合金组织演化及力学性能的规律仍需进一步系统阐明。

本研究选取中稀土合金 WE43、中高稀土合金 Mg-14Gd 及超高稀土合金 Mg-20Gd 为研究对象，通过对比分析三种合金在铸态与热处理态下的显微组织与力学性能，揭示元素含量与热处理对铸造高稀土镁合金性能的调控机制，为铸造高稀土镁合金的成分设计与工程化应用提供实验依据。

2. 实验材料与方法

2.1. 实验材料制备

本实验所用原材料包括高纯镁锭(纯度 99.95 wt.%)、纯钆(99.95 wt.%)、纯钇(99.95 wt.%)、纯钕(99.95 wt.%)及镁锆中间合金(Mg-30 wt.%Zr)，通过电阻炉熔炼制备 WE43、Mg-14Gd、Mg-20Gd 三种合金。熔炼过程如下：将原料置于坩埚中，在 740°C~780°C 下熔融，全程通入氩气(纯度 99.99%)进行保护，防止熔体氧化；待原料完全熔化后，将熔体转移至预热后的搅拌装置，以 500 r/min 的转速搅拌 30 min，确保成分均匀；随后将熔体倒入净化装置去除杂质，最后采用低压反重力铸造工艺成型，获得尺寸为 1000 mm × 500 mm × 20 mm 的铸板。采用电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-AES，型号 iCAP7600)测定铸板的实际化学成分，结果如表 1 所示。由表可知，WE43 合金、Mg-14Gd 合金、Mg-20Gd 合金中稀土元素(Gd、Y、Nd)总含量分别为约 7%，14%，19.4%，三种合金均含有少量 Zr 元素，可起到细化晶粒的作用。

Table 1. The actual chemical compositions of the three alloys (wt.%)

表 1. 三种合金的实际化学成分(wt.%)

合金实测成分	Gd	Y	Nd	Zr	Mg
WE43	1.33	3.22	2.45	0.52	Bal.
Mg-14Gd-0.5Zr	14	-	-	0.23	Bal.
Mg-20Gd-0.5Zr	19.4	-	-	0.83	Bal.

2.2. 热处理工艺

参考已有文献并结合预实验结果，确定三种合金的固溶处理参数，具体如表 2 所示。将铸态样品放入 DFH-3-6 型箱式电阻炉中，按表 2 参数进行热处理，从炉中取出后迅速将样品投入 80°C 热水中淬火，以抑制第二相在冷却过程中析出，获得固溶态样品(记为 T4 态)。而后放入箱式电阻炉中保温后取出空冷，获得时效态样品(T6 态)。

Table 2. Heat treatment parameters of three kinds of high rare earth magnesium alloys

表 2. 三种高稀土镁合金的热处理参数[11]~[13]

合金型号	固溶	时效
WE43	525°C × 8 h	250°C × 16 h
Mg-14Gd	510°C × 5 h	225°C × 16 h
Mg-20Gd	525°C × 24 h	250°C × 3 h

2.3. 实验方法

2.3.1. 组织观察

采用光学显微镜(OM, Axio Observer Z1)和配备能谱仪(EDS)的扫描电镜(SEM, PhilipsXL30WSEM-FEG/EDAX)观察样品微观组织。从铸板及热处理后的样品中切割尺寸为 $10 \text{ mm} \times 10 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的金相试样, 用 800、1200、2000、3000 和 5000 目砂纸逐次打磨样品, 再用粒度为 W1.5 的金刚石抛光膏对表面进行抛光, 之后用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液进行腐蚀。

2.3.2. 力学性能测试

铸板经表面铣削后, 从铸板上取 $\Phi 10 \times 70 \text{ mm}$ 的圆棒。然后加工成 M10Φ5 的标准拉伸棒, 在室温下进行拉伸实验测试力学性能。横梁的初始位移速度为 0.5 mm/min , 每组 3 个平行试样, 测试结果均采用平均值表示。室温拉伸试样尺寸、测量方法和数据处理均按照 GB/T228.1-2021 《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温试验方法》进行。拉伸试样尺寸示意图见图 1。

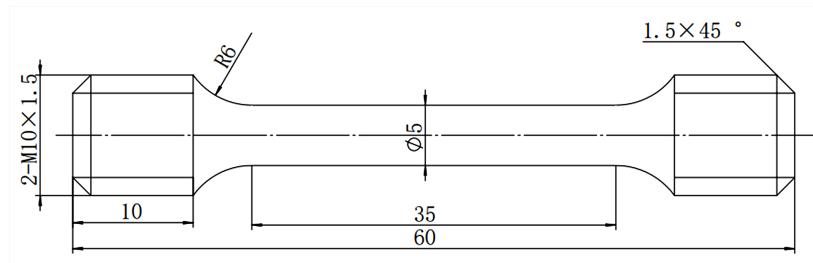


Figure 1. Schematic diagram of tensile specimen dimension (mm)
图 1. 拉伸试样尺寸示意图(mm)

3. 实验结果与分析

3.1. 微观组织

三种合金在铸态及 T4 态、T6 态下的光学显微组织如图 2 所示。由图 2(a)~(c) 可知, 铸态合金组织中均存在明显的第二相(红色箭头所指黑色区域), 且随着稀土含量的增加, 第二相体积分数逐渐增多: WE43 铸态试样中第二相呈零星分布, Mg-14Gd 铸态试样中第二相呈弥散分布, Mg-20Gd 铸态试样中第二相已形成连续的网状或条状分布。

此外, 铸态下三种合金的晶粒尺寸存在显著差异(表 3), 随稀土含量增加, 表现出先增加后减少的趋势(图 3)。WE43、Mg-14Gd 和 Mg-20Gd 的晶粒尺寸分别为 $47 \mu\text{m}$ 、 $106 \mu\text{m}$ 和 $107 \mu\text{m}$ 。这一现象可能与稀土元素含量相关: 合金中的稀土含量越多, 合金真的导热性会越差。导热性差导致合金在制备过程中, 在凝固阶段, 冷却速度慢, 进而导致晶粒尺寸长大。

固溶处理后(T4 态, 图 2(d)~(f)), 三种合金的显微组织发生显著变化: 晶界处的共晶相几乎完全溶入 α -Mg 基体, 第二相数量大幅减少, 晶粒尺寸均有所增大(图 3), 其中 WE43-T4 晶粒最大($145 \mu\text{m}$), Mg-20Gd-T4 晶粒最小($110 \mu\text{m}$)。并且在 Mg-20Gd 合金中还存在未完全溶解的第二相。这是由于固溶处理过程中, 基体原子扩散能力增强, 晶粒发生合并长大, 而高稀土含量合金中残留的少量第二相可在一定程度上阻碍晶界迁移, 因此晶粒长大趋势较弱。

时效(T6 态)处理后, 三种合金中又有第二相析出。Mg-20Gd 合金晶粒中出现很多链状的第二相(图 2(i))。WE43 合金与 Mg-14Gd 合金的晶粒尺寸较 T4 态都有所减小, 原因在于稀土元素原子半径大, 在镁中的固溶度变化显著, 极易在晶界偏聚, 这种偏聚能钉扎晶界, 抑制固溶处理后的晶粒长大。而 Mg-20Gd

合金较 T4 态晶粒尺寸有所增长, 可能是因为在时效过程中, 晶界附近的微观环境和第二相粒子发生了变化, 削弱了对晶界迁移的“钉扎”作用, 从而在体系驱动力下发生了晶粒长大。

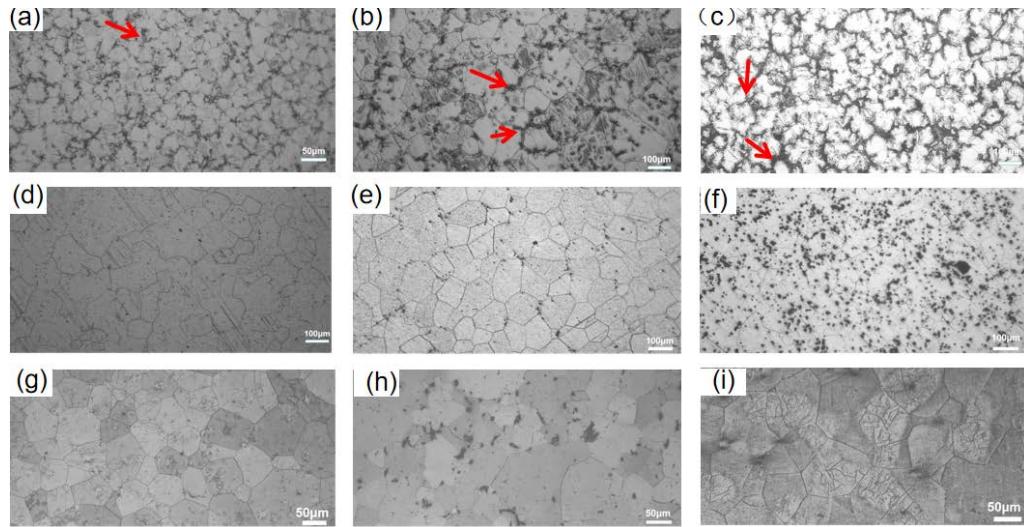


Figure 2. The microstructure of the three alloys before and after heat treatment under a metallographic microscope. (a) WE43-as-cast; (b) Mg-14Gd-as-cast; (c) Mg-20Gd-as-cast; (d) WE43-T4; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-20Gd-T4; (g) WE43-T6; (h) Mg-14Gd-T6; (i) Mg-20Gd-T6

图 2. 三种合金热处理前后的金相显微组织。(a) WE43-铸态; (b) Mg-14Gd-铸态; (c) Mg-20Gd-铸态; (d) WE43-T4; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-20Gd-T4; (g) WE43-T6; (h) Mg-14Gd-T6; (i) Mg-20Gd-T6

Table 3. The grain size of three alloys before and after heat treatment (μm)

表 3. 三种合金热处理前后的晶粒尺寸(μm)

合金及处理状态	WE43	Mg-14Gd	Mg-20Gd
铸态	47	106	107
T4	145	137	110
T6	132	124	129

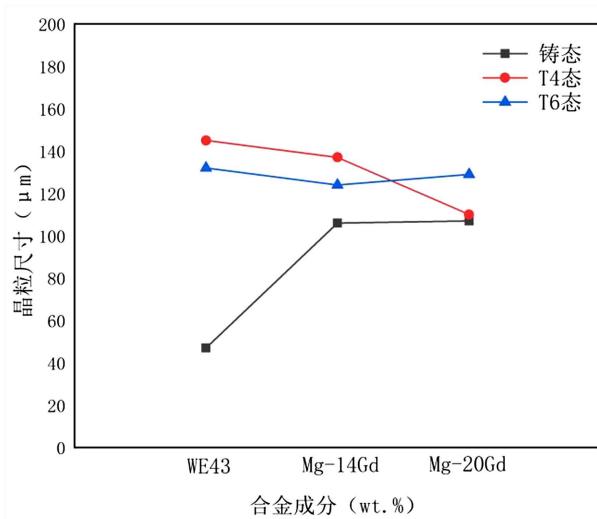


Figure 3. The grain size of three alloys before and after heat treatment

图 3. 三种合金热处理前后的晶粒尺寸变化趋势

三种合金在铸态与热处理态下的 SEM 显微组织如图 4 所示。由图 4(a)~(c) 可知, 铸态合金中, 共晶相主要以断续状分布于晶界, 部分条状共晶相存在于晶粒内部, 其中黑色区域为 α -Mg 基体, 亮色区域为富含稀土元素的第二相。

田晓莹等[14]研究发现, WE43-铸态中的第二相主要为 $Mg_{24}(Y, Gd)_5$ 和 $GdMg_{5.05}$ 相, Mg-14Gd-铸态与 Mg-20Gd-铸态中的第二相则主要为富含 Gd 的化合物。

固溶处理后(图 4(d)~(f)), WE43-T4 试样中的共晶相基本完全溶解, 仅残留少量富含 Y、Zr 元素的团簇状物质(含微量 Nd 与 O, O 元素可能源于试样制备过程中的表面氧化); Mg-14Gd-T4 中, 大部分第二相溶解, 但仍存在少量亮白色的第二相。而在 Mg-20Gd-T4 合金中, 仍有大量亮白色弥散分布的亮白色第二相(图 3(f))。而在时效处理后, 在合金中又析出了不同形态的第二相(图 4(g)~(i))。

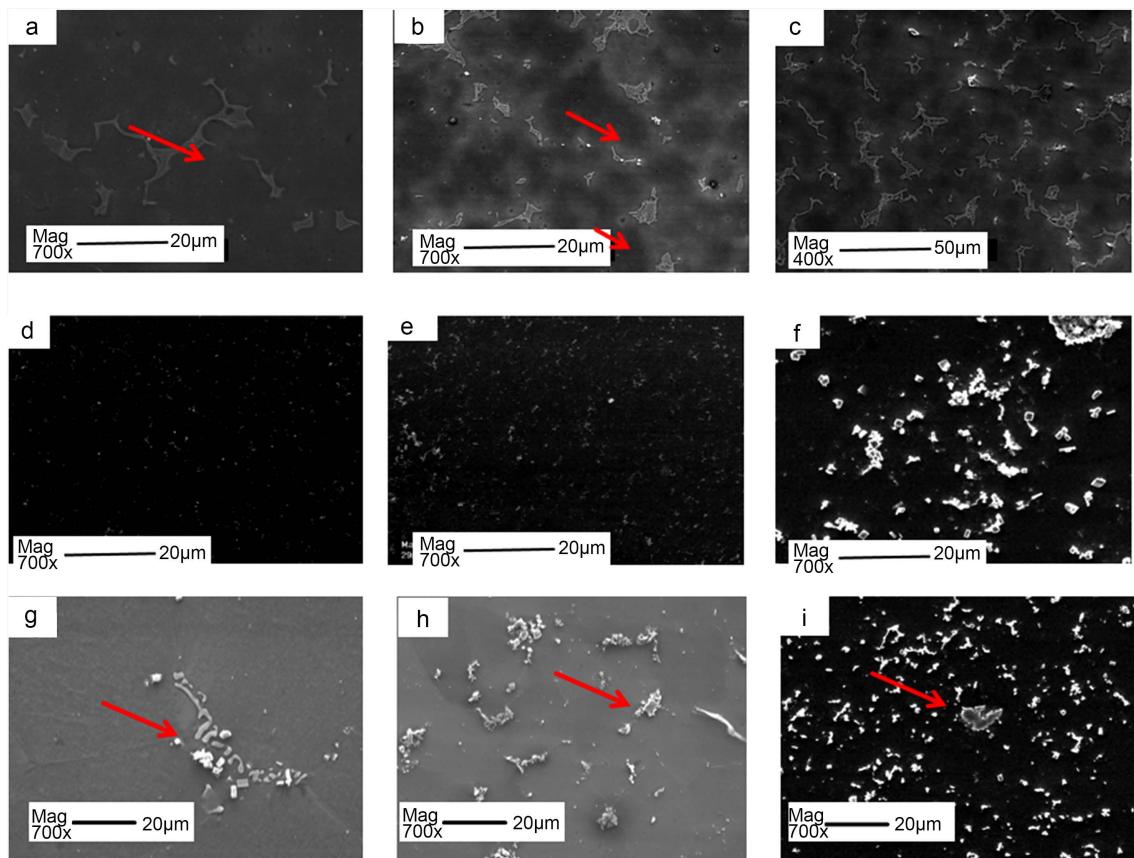


Figure 4. The scanning electron microscope microstructure of the three alloys before and after heat treatment. (a) WE43-as-cast; (b) Mg-14Gd-as-cast; (c) Mg-20Gd-as-cast; (d) WE43-T4; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-20Gd-T4; (g) WE43-T6; (h) Mg-14Gd-T6; (i) Mg-20Gd-T6

图 4. 三种合金热处理前后的扫描电镜显微组织; (a) WE43-铸态; (b) Mg-14Gd-铸态; (c) Mg-20Gd-铸态; (d) WE43-T4; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-20Gd-T4; (g) WE43-T6; (h) Mg-14Gd-T6; (i) Mg-20Gd-T6

3.2. 室温拉伸性能

三种合金在铸态与热处理态下的室温拉伸力学性能如图 5 所示。由图 5 可知, 铸态下, 随着稀土含量增加, 合金的屈服强度与抗拉强度呈递增趋势: WE43 的屈服强度与抗拉强度分别为 137 MPa 和 195 MPa, Mg-14Gd 提升至 165 MPa 和 220 MPa, Mg-20Gd 进一步增至 226 MPa 和 269 MPa; 但延伸率则呈递减趋势, WE43 延伸率为 4.5%, Mg-14Gd 降至 2.8%, Mg-20Gd 则直接发生脆性断裂, 无明显塑性变形。

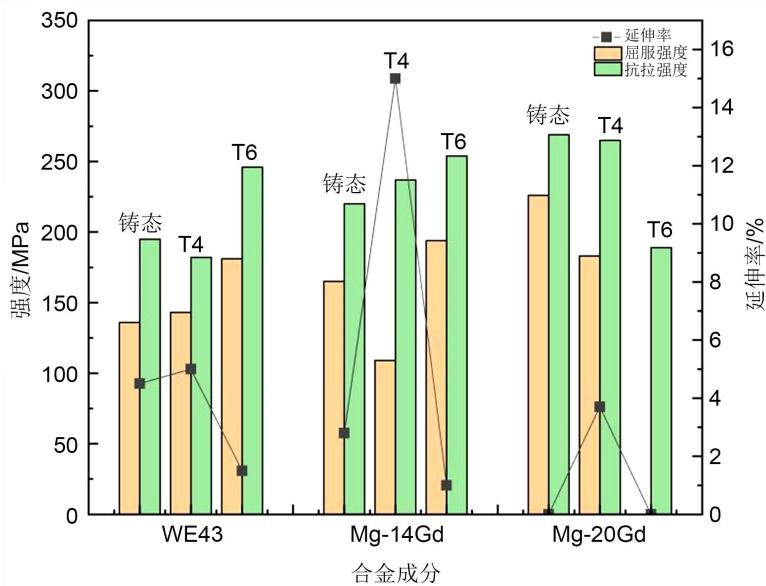


Figure 5. The tensile mechanical properties of the three alloys before and after heat treatment

图 5. 三种合金热处理前后的拉伸力学性能

固溶处理后(T4 态)，合金的力学性能变化趋势发生改变：Mg-20Gd-T4 仍保持最高的屈服强度(183 MPa)与抗拉强度(265 MPa)，但相较于铸态略有下降，这是由于部分第二相溶解导致第二相强化效应减弱，而固溶强化效应增强，两者共同作用使强度保持较高水平；Mg-14Gd-T4 的屈服强度(109 MPa)较铸态显著下降，但延伸率大幅提升至 15.3%，成为三种合金中塑性最优的试样，这归因于固溶处理后晶界共晶相的溶解，消除了割裂基体的网状第二相，同时晶粒长大幅度较小，有利于塑性提升；WE43-T4 的屈服强度(143 MPa)较铸态略有上升，抗拉强度(182 MPa)略有下降，延伸率(5%)变化不明显，表明低稀土含量合金对固溶处理的敏感性较低。经时效处理后，WE43-T6 的屈服强度为 181 MPa，Mg-14Gd-T6 的屈服强度为 194 MPa，而 Mg-20Gd-T6 在达到屈服前就已经发生脆断。WE43-T6、Mg-14Gd-T6 和 Mg-20Gd-T6 的抗拉强度分别为 246 MPa、256 MPa 和 189 MPa。由图可发现，时效态下，Mg-20Gd-T6 的抗拉强度低于其他两种合金，且塑性也不好。出现这种现象的原因是，Mg-20Gd 合金的 Gd 含量过多，在拉伸后，容易产生裂纹，会发生提前断裂的现象。随着稀土含量的增加，链状第二相的数量增多，这些链状第二相会阻碍位错的运动，导致强度升高、塑性下降。

3.3. 拉伸断口

三种合金在铸态与热处理态下的室温拉伸断口 SEM 形貌如图 6 所示。由图 6(a)、图 6(d)、图 6(g)可知，铸态断口形貌中，存在解理平面(图中红色箭头所指)和撕裂棱(图中白色箭头所指)，表现为典型的脆性断裂。固溶处理后(图 6(b)、图 6(e)、图 6(h))，WE43-T4 断口形貌与铸态差异不大；Mg-14Gd-T4 断口出现大量深而均匀的韧窝(图 6(e)中黄色箭头所指)，表现为典型的韧性断裂，与延伸率大幅提升的结果一致；Mg-20Gd-T4 断口仍存在解理平面(图 6(f)红色箭头所指)。而经过时效处理后(如图 6(c)、图 6(f)、图 6(i))，WE43-T6 合金的断口中存在解理平面，属于解理断裂。而 Mg-14Gd-T6 和 Mg-20Gd-T6 的断口中存在较多的解理面和撕裂棱，Mg-14Gd-T6 断口能看到明显沿晶解理断裂，而 Mg-20Gd-T6 直接发生脆性断裂。

综合来看，铸态合金中，Mg-14Gd 的综合力学性能更优。而铸态的 Mg-20Gd 合金虽然屈服强度与抗

拉强度更高,但却发生了脆性断裂,塑性性能不好。而经过固溶处理后, Mg-20Gd 合金的屈服强度与抗拉强度依然最高,而 Mg-14Gd 展现了较高的延伸率。

稀土含量的增加提高了铸造镁合金的强度,但却使得塑性降低。因此,在成分设计时应考虑最佳力学性能的含量范围,以获得更好的综合力学性能。

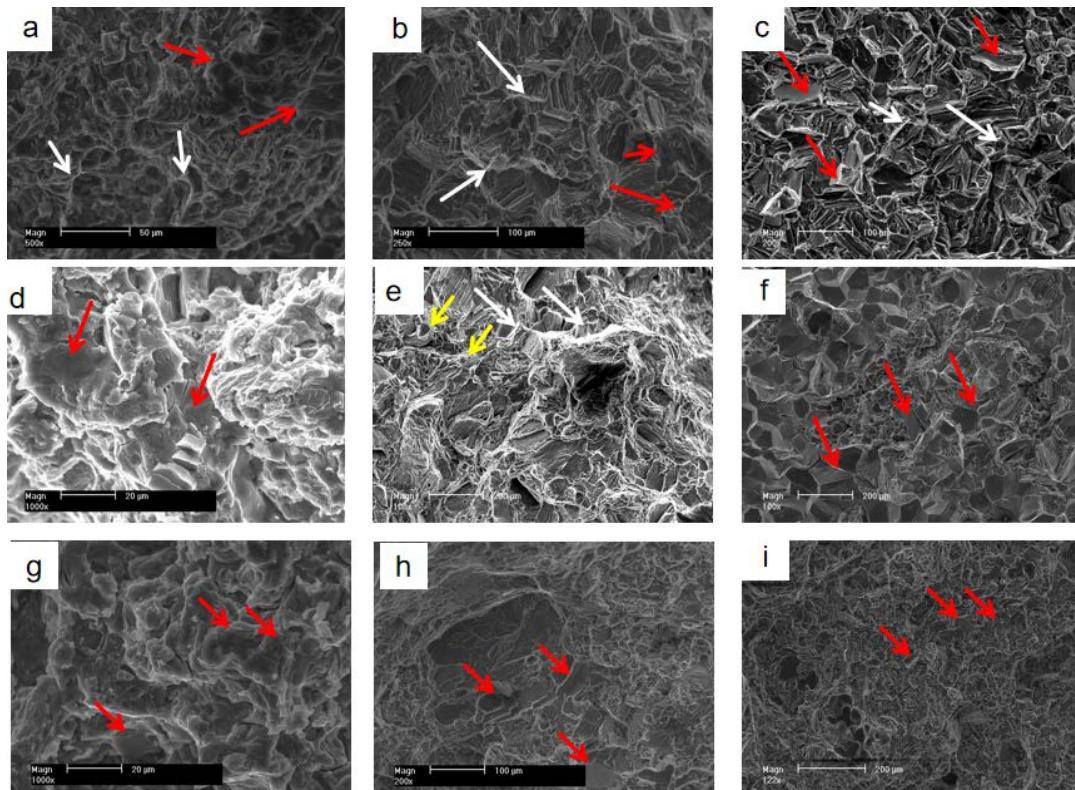


Figure 6. SEM room-temperature tensile fracture morphologies of three alloys before and after heat treatment. (a) WE43-as-cast; (b) WE43-T4; (c) WE43-T6; (d) Mg-14Gd-as-cast; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-14Gd-T6; (g) Mg-20Gd-as-cast; (h) Mg-20Gd-T4; (i) Mg-20Gd-T6

图 6. 三种合金热处理前后的 SEM 室温拉伸断口形貌。(a) WE43-铸态; (b) WE43-T4; (c) WE43-T6; (d) Mg-14Gd-铸态; (e) Mg-14Gd-T4; (f) Mg-14Gd-T6; (g) Mg-20Gd-铸态; (h) Mg-20Gd-T4; (i) Mg-20Gd-T6

4. 结论

1. 稀土含量对铸造镁合金的显微组织具有显著调控作用: 随稀土含量增加, 铸态合金中第二相体积分数递增, 晶粒尺寸呈现增加的趋势(WE43-铸态: $47 \mu\text{m} \rightarrow$ Mg-14Gd-铸态: $106 \mu\text{m} \rightarrow$ Mg-20Gd-铸态: $107 \mu\text{m}$); 固溶处理后, 第二相大量溶解, 晶粒普遍长大, 且高稀土含量合金晶粒长大幅度更小(Mg-20Gd-T4: $110 \mu\text{m}$)。

2. 力学性能测试表明: 铸态下, 随稀土含量增加, 合金屈服强度与抗拉强度递增(Mg-20Gd 最优, 分别为 226 MPa、269 MPa), 但延伸率递减, Mg-20Gd 发生脆性断裂; 固溶处理后, Mg-20Gd 仍保持最高强度, Mg-14Gd 延伸率大幅提升至 15.3%, 成为塑性最优试样, WE43 对固溶处理敏感性较低; 时效处理后, Mg-20Gd 在屈服前脆断, 抗拉强度低于其他两种合金, WE43-T6 为解理断裂, Mg-14Gd-T6 表现为沿晶解理断裂。铸态 Mg-20Gd 合金发生脆性断裂的根本原因是超高稀土含量导致第二相大量析出并形成连续网状结构, 裂纹易在第二相区域萌生并沿相界面快速扩展, 最终引发脆性断裂。

综合考虑强度与塑性, 中高稀土含量的 Mg-14Gd 合金经固溶处理后可获得更优的综合力学性能, 更

适用于对强度与塑性均有要求的工程场景；超高稀土含量的 Mg-20Gd 合金则适用于对强度要求极高、对塑性要求较低的特殊领域。

参考文献

- [1] 左铁镛. 21 世纪的轻质结构材料——镁及镁合金发展[J]. 新材料产业, 2007(12): 22-26.
- [2] Li, R., Wang, L., Yang, B., Xu, B., Liang, D., Wang, F., *et al.* (2023) Magnesium Alloy Scrap Vacuum Gasification—Directional Condensation to Purify Magnesium. *Metals*, **13**, Article 675. <https://doi.org/10.3390/met13040675>
- [3] Pan, F., Yang, M. and Chen, X. (2016) A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, **32**, 1211-1221. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.07.001>
- [4] 赵天豪, 康晶杰, 王若兰, 等. 铸造高强 Mg-Gd 系合金研究进展[J]. 铸造设备与工艺, 2023(5): 66-72.
- [5] Kong, F., Xie, W., Wei, G., Ma, Z., Chen, H. and Fan, C. (2023) Microstructure Evaluation and Thermal Deformation Behaviours of Wrought Magnesium Alloys. *Materials Science and Technology*, **39**, 283-299. <https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2110374>
- [6] 潘复生. 铸造镁合金及制备技术新进展[C]//2018 中国铸造活动周. 2018 中国铸造活动周论文集. 苏州: 中国机械工程学会, 铸造行业生产力促进中心, 2018: 14.
- [7] 谢飞, 胡静, 林栋梁, 等. 稀土 Y 含量对铸造镁合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2008(3): 90-93.
- [8] 孙庆冀, 高景龙, 郑兆博, 等. 高应变率下 Mg-9Gd-4Y-0.5Zr 镁合金的力学行为研究[J]. 沈阳理工大学学报, 2022, 41(3): 41-45.
- [9] Jafari Nodooshan, H.R., Wu, G., Liu, W., Wei, G., Li, Y. and Zhang, S. (2016) Effect of Gd Content on High Temperature Mechanical Properties of Mg-Gd-Y-Zr Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **651**, 840-847. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.11.047>
- [10] He, S.M., Zeng, X.Q., Peng, L.M., Gao, X., Nie, J.F. and Ding, W.J. (2006) Precipitation in a Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt.%) Alloy during Isothermal Ageing at 250°C. *Journal of Alloys and Compounds*, **421**, 309-313. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.11.046>
- [11] Bu, D., Li, T., Han, X., Du, Z., Yuan, J., Zhang, K., *et al.* (2023) Enhancing Strength and Ductility in Back Extruded WE71 Magnesium Alloy Cylindrical Parts by Introduction of Multi-Direction Forging Process. *Journal of Rare Earths*, **41**, 462-470. <https://doi.org/10.1016/j.jre.2022.03.001>
- [12] Li, C., Wei, J., Jin, J., Yan, H., Shan, Z., Mao, Y., *et al.* (2024) The Effect of Precipitates on the Fracture Behavior and Tensile Properties of Mg-14Gd-0.5Zr (wt.%) Alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, **180**, 226-242. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2023.08.062>
- [13] Shigeki, S., Shu, I., Kyouei, D., *et al.* (1992) The Time-Hardening Characteristics and High-Temperature Strength of Mg-Gd and Mg-Tb Alloy Systems. *Light Metals*, **42**, 727-733.
- [14] 田晓莹, 魏健雄, 闫宏, 等. 热等静压对低压铸造 WE43 镁合金组织和室温及高温力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2023, 44(10): 87-95.