文章编号: 1004-0609(2011)11-2709-10

# Mg-Gd-Y-Zr 高强耐热镁合金的研究进展

吴文祥1, 靳丽1, 董杰1, 章桢彦1, 丁文江1,2

(1. 上海交通大学 轻合金精密成型国家工程研究中心,上海 200240;2. 上海交通大学 金属基复合材料国家重点实验室,上海 200240)

摘 要: Mg-Gd-Y-Zr 合金由于具有优异的室温、高温力学性能及抗蠕变性能而成为镁合金研究的热点。本文作 者总结国内外 Mg-Gd-Y-Zr 合金的研究进展,分析熔体纯净化技术开发现状、热变形行为、强化机制以及断裂机 制,讨论 Mg-Gd-Y-Zr 合金蠕变机理、腐蚀机理及表面处理技术的研究情况,并对 Mg-Gd-Y-Zr 合金固态回收技 术进行介绍,最后,对该合金未来的发展方向进行展望。

关键词: Mg-Gd-Y-Zr 镁合金; 高强耐热; 腐蚀行为; 时效析出; 固态回收 中图分类号: TG146.2 文献标志码: A

# Research progress of high strength and heat resistant Mg-Gd-Y-Zr alloys

WU Wen-xiang<sup>1</sup>, JIN Li<sup>1</sup>, DONG Jie<sup>1</sup>, ZHANG Zhen-yan<sup>1</sup>, DING Wen-jiang<sup>1, 2</sup>

(1. National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming,

Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China;

2. Key State Laboratory of Metal Matrix Composite, Shanghai Jiao Tong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Mg-Gd-Y-Zr alloys are increasingly investigated in recent years due to their excellent mechanical properties at room and elevated temperatures and good creep resistance. The research progress on the alloys all over the world was reviewed, and then the development of new flux, hot deformation behavior, strengthening mechanisms and fracture mechanisms were analyzed. Moreover, the creep mechanism, corrosion mechanism, surface treatment technology and the solid-state recycling on Mg-Gd-Y-Zr alloys were summarized. At last, further research areas on Mg-Gd-Y-Zr alloys were suggested.

Key words: Mg-Gd-Y-Zr magnesium alloys; high strength and heat resistant; corrosion behavior; aging precipitation; solid-state recycling

镁合金是目前实际应用中密度较低的金属结构材 料,在汽车、航空航天及通讯电子等领域得到了日益 广泛的应用。但镁没有同素异构变化,大多数合金元 素的固溶度低,缺乏有效的强化相,导致镁合金力学 性能较差。稀土元素具有特殊的价电子结构,一些重 稀土元素在镁中具有较大的固溶度,能形成有效的强 化相,具有显著时效强化特性,可大幅度提高镁合金 的室温和高温力学性能。因此,高性能稀土镁合金的 研究成为镁合金发展的重要方向。DRITS 等<sup>[1-2]</sup>通过 在镁中添加稀土元素 Gd 试制出 Mg-9Gd-4Y-0.6Mn 合 金; 2001 年, ANYANWU 等<sup>[3-4]</sup>在此基础上以 Zr 替 代 Mn 试制出 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金。该合金具有优 异的室温和高温力学性能,其性能明显优于 WE54 和 WE43 合金的,引起了国内外学者的广泛关注。近 10 年来,国内外尤其是国内上海交通大学、中南大学和 中国科学院长春应用化学研究所等在国家 "973"

基金项目:国家"十二五"科技支撑计划资助项目(2011BAE22B06);上海市汽车工业科技发展基金会资助项目(0911) 收稿日期:2010-08-25;修订日期:2010-11-22

通信作者: 靳 丽, 副教授, 博士; 电话: 021-34203052; E-mail: j\_jinli@sjtu.edu.cn

等项目的支持下结合自身优势对 Mg-Gd-Y-Zr(GWK) 合金开展了大量的研究工作,并取得了显著进展。本 文作者总结了国内外有关 GWK 系合金的研究现状, 提出了该合金未来的发展方向,以期对该合金有一个 较全面的认识,为该系合金的进一步研究、开发及在 航空航天、汽车等领域的推广应用提供指导。

### 1 熔体净化

镁合金在熔炼过程中极易产生氧化夹杂,导致合 金的流动性下降,严重影响合金的力学性能和耐腐蚀 性能。因此,必须采取净化措施来去除镁熔体中的夹 杂物,提高镁熔体的纯净度,这对于制备高性能镁合 金材料至关重要。目前,熔剂净化由于成本低、操作 简便、效果好而被广泛采用。其原理是利用熔剂润湿 夹杂物, 使夹杂物团聚并与熔剂结合形成沉淀, 沉降 至熔体底部。经过熔剂精练后,可使非金属夹杂物的 尺寸降低到 20 µm 左右,同时含量降低。MgCl2 因其 极强的去除 MgO 夹杂物的能力而被普遍认为是熔剂 中的重要除杂成分。然而,含 MgCl<sub>2</sub>的熔剂净化法并 不适用于稀土镁合金的净化,这是因为在净化过程中, MgCl<sub>2</sub>与稀土元素的作用会导致合金中昂贵稀土元素 的损耗。因此,当前实际应用中,对于含稀土镁合金 通常不采取熔剂净化,而采取不含或含少量 MgCl<sub>2</sub>的 熔剂净化,这样虽能使稀土损耗降低,但净化效果不 理想, 合金中的夹杂物较多、品质较差。

为了解决这一问题,王玮等<sup>[5-8]</sup>在不减少 MgCl<sub>2</sub> 的前提下,于熔剂中添加稀土化合物,研制成功 Mg-Gd-Y-Zr 镁合金专用净化熔剂。结果表明,适量 GdCl<sub>3</sub>和 YCl<sub>3</sub>的引入能不同程度地提高 JDMJ 及 RJ6 熔剂的净化能力,净化后合金中非金属夹杂物体积分 数均有所降低,而且对净化过程中相应 Gd 和 Y 元素 的损耗有一定的抑制作用,如图 1 所示<sup>[5]</sup>。合金经 JDMJ+5%GdCl<sub>3</sub>净化后其流动性能得到显著提高。当 合金熔体未经净化处理时,流动性试样的长度为 780 mm,而经过 JDMJ+5%GdCl<sub>3</sub>熔剂净化后,流动性试 样的长度达到 837 mm。

# 2 热变形行为

根据 von Mises 准则,当晶体材料产生塑性变形时,每个晶粒必须至少有 5 个独立滑移系,由于镁晶胞的晶轴比 *c/a* 为 1.624,只有(0001)基面和(1010)棱



图 1 GdCl<sub>3</sub>、YCl<sub>3</sub>添加量对 GW103K 合金 Gd 或 Y 损耗的 影响<sup>[5]</sup>

**Fig.1** Effects of GdCl<sub>3</sub> (a) or YCl<sub>3</sub> (b) additions on Gd or Y loss of GW103K alloy<sup>[5]</sup>

柱面 4 个滑移系, 难以满足变形要求。因此, 对于镁 合金, 室温塑性很差, 容易脆断, 其塑性变形往往是 在较高温度下实现的。GWK 合金需通过挤压、轧制 或锻造等热塑性成形工艺获得不同尺寸规格的结构 件, 以满足工业上多样化的需求。而对于高性能GWK 镁合金, 稀土元素含量较高, 粗大稀土相富集或呈网 状分布于晶界, 均匀化处理后难以完全固溶于基体, 甚至还会形成难溶的方块相, 导致其变形抗力较大, 热塑性加工窗口较窄。此外, 热加工工艺如变形温度 和变形速度等参数对镁合金的流变应力、组织演变及 力学性能有显著影响。因此, 研究 GWK 镁合金的热 变形行为和组织演变规律具有重要意义。

张新明等<sup>[9]</sup>的研究表明, Mg-8Gd-3Y-0.6Zr 合金 的流变应力随应变速率的增大而增大,随温度的升高 而降低。合金在 450 ℃和 500 ℃压缩时均发生了明显 的动态再结晶。而在 350 ℃、1×10<sup>-2</sup> s<sup>-1</sup>条件下压缩 变形时仍需 {1012} 拉伸孪生参与协调塑性变形。 Taylor 准则考虑了孪生和基面滑移与非基面滑移的相 互协调作用,可准确预测该孪生的变体选择结果<sup>[10]</sup>。 LI 等<sup>[11]</sup>在研究了挤压态 GW83K 合金在 400~490 ℃、  $10^{-4} \sim 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 范围内的高温压缩变形行为后发现,经 **400** ℃、10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> 变形后,合金能维持等轴状晶粒,没 有发生明显的晶粒变形和长大,这说明晶界滑移是主 要的变形机制。在热变形过程中晶界上动态析出的第 二相能有效抑制变形过程中晶粒的长大。在高应变速 率敏感指数区域(m>0.4),合金的变形激活能约为98.3 kJ/mol, 接近镁的晶界扩散激活能(92 kJ/mol); 而在低 应变速率敏感指数区域(m≈0.3), 合金的变形激活能约 为131 kJ/mol, 接近镁的晶格扩散激活能(135 kJ/mol), 在此区域合金的主要变形机制为位错蠕变。YANG 等 <sup>[12]</sup>研究了均匀化对 Mg-9Gd-3Y-0.5Zr 合金热变形行为 和动态再结晶的影响。结果表明,铸态合金的热变形 流变应力和应变硬化速率均低于 T4 态合金的,显示 出更优的热加工性能。铸态合金中的粗大共晶相为动 态再结晶提供了大量有效形核点,因此,铸态合金热 变形后再结晶体积分数随应变量快速增大,而 T4 态 合金的增长缓慢。

超塑性成型技术为镁合金部件的成形加工提供了 一条新的途径。近年来,GWK 镁合金的超塑性变形 受到越来越多国内外学者的关注[13-17]。在镁合金超塑 成形过程中, 晶界滑移总会在晶界三叉区或材料增强 相与基体的相界处产生应力集中,使晶界滑移受到阻 碍,这就需要有另外的协调机制使应力集中得到松弛, 协调晶界进一步滑移。镁合金的超塑性变形机理与应 变速率和温度密切相关。研究表明[17],平均晶粒尺寸 为 15.7 µm 的挤压态 GW103K 合金在 400 ℃、1×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>变形条件下,可获得 390%的伸长率,主要变形机 制是晶格扩散控制的晶界滑移,同时伴随着动态再结 晶的发生。挤压态 GW103K 合金再经 8 道次等通道角 挤压(ECAE)后, 晶粒显著细化至 2.6 µm, 在 400 ℃、 1×10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>条件下,合金的最大伸长率达 490%,显示 出很好的超塑性能。在300~350 ℃、激活能为95 kJ/mol 的条件下,主要变形机制为晶界扩散控制的晶界滑移; 而在 350~450 ℃、激活能为 120 kJ/mol 的条件下,主 要变形机制为晶界扩散和晶格扩散共同作用的晶界滑 移变形。

动态再结晶是超塑性变形中重要的辅助机制,对 控制镁合金变形组织、增强超塑性成形能力、提高力 学性能具有十分重要的意义。尤其对于晶粒粗大的镁 合金在一定温度和变形速率下通过动态再结晶,往往 可以起到细化晶粒、提高超塑性性能的作用。图2所 示为晶粒尺寸为40μm的挤压T5态Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金在 400 ℃、4.6×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>变形条件下拉伸后的显微 组织<sup>[16]</sup>。从图 2 中可以看到细小的动态再结晶晶粒, 表明已经发生了动态再结晶,从而获得了 180%的伸 长率。同样是由于动态再结晶,初始晶粒尺寸为 66 µm 的 Mg-9Gd-4Y-0.4Zr 合金在 435 ℃、5×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>的条 件下获得了 380%的伸长率,晶粒在变形过程中也细 化至 12 µm<sup>[15]</sup>。随着动态再结晶的进行,晶界滑移能 够持续进行,从而在较大晶粒度下具有良好的超塑性 能,这对于 GWK 合金的工业应用具有重要意义。



**图 2** Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金在 400 ℃、4.6×10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>条件下 拉伸后的 TEM 像<sup>[16]</sup>

**Fig.2** TEM image of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy tensiled at 400 °C and  $4.6 \times 10^{-4}$  s<sup>-1[16]</sup> (New fine grains, labeled as *A*, *B* and *C*; grain including subgrain boundaries and grain with dislocation structures are labeled as *D* and *E*)

# 3 强化机制

#### 3.1 细晶强化

镁的 Hall-Petch 系数  $K_y$ 为 280 MPa·m<sup>1/2</sup>,是纯铝 (68 MPa·m<sup>1/2</sup>)的 4 倍<sup>[18]</sup>。因此,与铝合金相比,镁合 金的晶粒细化对改善强度和塑性来说更加有效。

Mg-Gd-Y 系合金中添加的 Zr,主要起细化铸态合 金晶粒的作用。但长期以来,人们对 Zr 在镁合金中的 细化机理一直存在争议,先后提出了多种细晶机理, 如包晶反应机制<sup>[19]</sup>、Zr 偏聚抑制晶粒长大机制<sup>[20]</sup>以及 未溶解 Zr 粒子的作用机制<sup>[21]</sup>等。对 Mg-9Gd-4Y 合金 细化行为的研究表明<sup>[22]</sup>,Zr 的细晶机理与其含量有 关,Zr 含量低(低于包晶点成分)的合金中晶粒细化主 要是通过 Zr 在固液界面前沿的偏聚抑制晶粒长大,而 Zr 含量高(超过包晶点成分)的合金中晶粒细化主要是 包晶反应机制。而 SUN 等<sup>[23]</sup>的研究表明,Zr 含量超 过固溶度时,Mg-10Gd-3Y 合金晶粒尺寸仍呈细化趋 势,且当 Zr 含量达到 0.93%(质量分数)时,晶粒尺寸 降至 22 μm,这说明固溶的 Zr 和未溶解的 Zr 颗粒都 有细化晶粒的作用。

镁合金在热变形过程中容易发生动态再结晶,可 显著细化晶粒,从而大幅度提高合金力学性能。目前, 挤 压 是 镁 合 金 最 常 见 的 热 塑 性 成 形 方 式 。 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金的挤压实验表明<sup>[24]</sup>,随着挤压 温度从 500 ℃降低到 400 ℃,其晶粒从 126 µm 细化 到 7.4 µm,抗拉强度和伸长率分别从 200.1 MPa 和 2.93%提高到 312.4 MPa 和 5.60%。

#### 3.2 固溶强化

相比其他稀土元素, Gd 和 Y 在 Mg 中的固溶度 均较高,最大固溶度分别可以达到 23.5%和 12.4%(质 量分数),溶入 Mg,与之形成固溶体,可以起到很好 的固溶强化作用,这种固溶强化效应不仅与原子尺寸 和弹性模量有关,还可能与原子价效应有关<sup>[25]</sup>。GAO 等<sup>[26-27]</sup>研究了 Mg-15Gd-5Y-0.5Zr 合金在 500~540 ℃ 的固溶行为后发现,铸态合金经固溶处理后,连续网 状的 Mg<sub>5</sub>(Gd,Y)相变成了不连续相,且呈孤岛状形貌, 随着固溶温度的升高和热处理时间的延长,合金大致 经历了以下的组织变化: *α*-Mg+Mg<sub>5</sub>(Gd, Y)共晶相 *α*-Mg+球化 Mg<sub>5</sub>(Gd, Y)相—*α*-Mg 过饱和固溶体+ Mg<sub>2</sub>Y<sub>3</sub>Gd<sub>2</sub>方块相。

#### 3.3 析出强化

稀土元素 Gd 在镁中的平衡固溶度随着温度降低 而迅速减小,200℃时仅为3.82%,因此,GWK 合金 是一类具有很强析出强化特性的稀土镁合金。 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr 合金的微观组织在从铸态—T4 态 —T6态的转变过程中,经历了α-Mg+Mg<sub>24</sub>(Gd,Y)<sub>5</sub>共 晶相—α-Mg过饱和固溶体+方块相—α-Mg+方块相+β′ 析出相的演变过程<sup>[28]</sup>。

何上明等<sup>[29-30]</sup>通过调整 Gd 和 Y 的含量,综合运 用固溶强化、时效强化和形变强化等手段,开发了 Mg-Gd-Y-Zr(JDM-2)高强耐热变形镁合金。热挤压态 合金经冷变形+时效处理后,获得了屈服强度和抗拉 强度分别为 436 MPa 和 491 MPa 的最高强度指标。此 外,确定了该系合金的 4 阶段时效析出序列和相变模 型: SSSS →  $\beta''(D019) \rightarrow \beta'(cbco) \rightarrow \beta_1(FCC) \rightarrow$  $\beta(FCC)(见图 3(a))。这不同于 HONMA 等<sup>[31]</sup>确定的 3$  $阶段时效析出序列(S.S.S → <math>\beta''(D019Mg_3X) \rightarrow \beta'(BCO$ Mg<sub>15</sub>X<sub>3</sub>) →  $\beta(Mg_5X))$ 。 $\beta' 亚稳相具有凸透镜形状,其$  $与 基 体 的 取 向 关 系 为 <math>[001]_{\beta'}/[0001]_{a-Mg}$ 、  $(001)_{\beta'}/(2110)_{a-Mg}, 如图 3(b)所示。这种片状的棱柱$ 面析出相与 (0001) 基面垂直,可显著阻碍位错的运 动。因此,β'亚稳相为合金时效硬化过程中的主要强 化相。β'能较稳定地存在于 250 ℃时效温度下,因此, 该合金系的高温稳定性非常好,即使在 250 ℃仍具有 良好的力学性能<sup>[32]</sup>。



**图 3** Mg-Gd-Y-Zr 合金的时效析出序列和 β'析出相形貌及 其在 Mg 基体中惯析面示意图<sup>[29]</sup>

**Fig.3** Evolution of precipitates in Mg-Gd-Y-Zr alloy (a) and schematic representation of  $\beta'$  precipitate morphology and habit with respect to Mg matrix (b)<sup>[29]</sup>

表1列出了部分 GWK 合金时效处理后的力学性能<sup>[26, 28-29, 32-39]</sup>。相对于铸造 T6 态合金,挤压或热轧 T5 态 GWK 合金中新增了细晶强化效果,从而使屈服 强度和抗拉强度得到明显改善。

#### 4 断裂机制

镁合金室温塑性差,容易发生断裂。因此,研究 镁合金塑性变形中的断裂行为和机制对于有效防止成 形过程中的断裂、充分发挥材料潜在的塑性具有重要 意义。

解理断裂、准解理断裂和沿晶断裂是 GWK 合金 室温下主要的断裂方式。而占主导的方式与合金热处 理状态密切相关<sup>[29,40]</sup>。在铸造 F 态 GWK 合金中,粗 大的硬脆共晶相,特别是其凹陷处易发生应力集中 而成为裂纹源。裂纹首先在多个共晶相形成和扩展,

#### 第21卷第11期

# 表1 GWK 合金的力学性能

Alloy	Condition	Tensile property			Pafaranaa
		$\sigma_{\rm s}$ /MPa	$\sigma_{\rm b}/{ m MPa}$	$\delta$ /%	Kelefelice
Mg-9Gd-4Y-0.6Zr	Cast-T6	279	327	3.3	[32]
Mg-10Gd-3Y-Zr	Cast-T6	241	370	4	[29]
Mg-15Gd-5Y-0.5Zr	Cast-T6	263	277	0.5	[26]
Mg-10Gd-5Y-0.4Zr	Cast-T6	289	302	2.9	[33]
Mg-10Gd-2Y-0.5Zr	Cast-T6	239	362	4.7	[28]
Mg-10Gd-4Y-0.4Zr	Rolled-T5	-	420 (200 °C)	6 (200 °C)	[34]
Mg-12Gd-3Y-0.4Zr	Rolled-T5	349	457	3.8	[35]
Mg-12Gd-3Y-0.5Zr	Rolled-T5	275	436	4.37	[36]
Mg-9Gd-4Y-0.6Zr	Extruded-T5	319	370	4	[32]
Mg-10Gd-2Y-0.5Zr	Extruded-T5	311	403	15.3	[28]
Mg-10Gd-3Y-0.6Zr	Extruded-T5	375	460	2	[37]
Mg-10Gd-3Y-0.5Zr	Extruded-T5	311	397	5	[38]
Mg-9Gd-3Y-0.3Zr	Extruded-T5	_	375	5.2	[39]

降低了合金的有效承载面积,导致过载,最后穿晶解 理连接原有裂纹而断裂,如图4所示<sup>[29]</sup>。对于铸造T4 态合金,裂纹在晶内形成并扩展,为穿晶解理断裂; 对于铸造T6态试样,为穿晶断裂和沿晶断裂的混合 模式<sup>[40]</sup>。



图 4 铸态 GWK 合金拉伸断裂示意图<sup>[29]</sup>

**Fig.4** Sketch of fracture of as-cast Mg-Gd-Y-Zr during tensile test<sup>[29]</sup>: (a) Eutectic phases on grain boundary; (b) Formation of cracks at eutectic phases; (c) Crack connected by transgranular cleavage

温度对合金断裂方式也有很大影响,这是因为合 金在不同温度的断裂方式主要受变形机制的影响,特 别是合金在变形中启动滑移系的数量及难易程度决定 其断裂方式。从室温到 200 ℃, 铸造 T6 态 GWK 合金 的拉伸断裂方式以准解理断裂为主;在200℃以上, 断口形貌中微孔聚集型断裂的比例逐渐增加; 250 ℃ 时,合金的断裂方式为微孔聚集+准解理断裂混合型; 当温度达 300 ℃时,变成以微孔聚集型断裂为主。除 了温度,通过热挤压引入的晶粒细化因素对合金的断 裂形貌也有重要影响。从室温到 200 ℃,铸造 T6 态 断口形貌为大解理刻面,挤压 T5 态断口形貌为小解 理刻面+少量韧窝<sup>[29]</sup>。挤压 T5 态 GWK 合金在不同温 度下拉伸断裂行为的研究表明<sup>[32, 39]</sup>,室温下合金的断 裂机制为穿晶解理断裂; 250、300 和 350 ℃时, 合金 进入多系滑移阶段,基面、棱柱面和锥面的滑移系都 能启动, 合金的断裂机制为微孔聚集型断裂; 400 ℃ 时,由于动态再结晶的发生,细小晶粒能非常容易地 进行晶界滑移变形,合金的断裂机制为沿晶剪切断裂。

#### 5 蠕变机理

高温条件下(高于 120 ℃)镁合金的强度和抗蠕 变性能往往大幅度下降,因而难以在高温下长时间使 用,成为限制镁合金应用于航空、汽车等工业的关键 零部件材料的主要问题。因此,提高镁合金的抗蠕变 性能对发挥镁合金的性能优势,拓展其应用范围有着 重要的现实意义。

GWK 镁合金是一种重要的、高温抗蠕变性能优 良的镁合金。ANYANWU等<sup>[4]</sup>研究了热轧 T6态 GWK 合金在高温、低载荷(250~300 ℃、50~150 MPa)条件 下的蠕变性能,发现高 Gd 含量的 GW152K 合金在这 方面优于 WE54 合金, 而低 Gd 含量 GW56K 和 W9K 合金则逊于 WE54 合金。何上明<sup>[29]</sup>研究了铸造 T6 和 挤压 T5 态 GWK 合金在低温、高载荷(175~200 ℃、 160~200 MPa)条件下的蠕变性能和蠕变行为。结果表 明,对于铸造 T6 态 Mg-xGd-3Y-Zr 合金,其蠕变抗力 随 Gd 含量的增加呈升高的趋势。在 200 ℃、180 MPa 条件下,高 Gd 含量的 GW103K 和 GW123K 合金的最 小蠕变速率比低 Gd 含量 GW83K 和 GW63K 合金的 小,并与WE54 合金的相当。经 200 ℃蠕变后铸造 T6 和挤压T5态GWK合金都在晶界与外力轴大致垂直的 方向形成了宽度不同的晶界无析出区,且挤压 T5 态 的晶界无析出区形成速度和最终宽度都比铸造 T6 态 的大很多。这种晶界无析出区的形成可以用多晶体受 外力作用下的"空位定向移动"扩散蠕变机制来解释, 且合金的蠕变伸长主要由析出相贫化区引起。热挤压 造成合金的蠕变性能大幅下降,主要是因为晶粒显著 细化,使原子扩散路程大幅缩短和扩散速度急剧增加, 较易形成宽阔的晶界无析出区,加速了位错的运动。

### 6 腐蚀机理及防护

长期以来,耐蚀性差是镁合金的主要问题之一, 极大地限制了镁合金的应用。因此, GWK 合金的腐 蚀行为研究是该系合金研究的重要课题之一。GWK 合金中存在 3 对微型腐蚀电池,分别是晶内析出相/ α-Mg基体、方块相/α-Mg和细小析出相以及晶界第二 相/晶界无析出区<sup>[29]</sup>。其中:晶内析出相、方块相和晶 界第二相为微阴极,各微阴极周围对应的 α-Mg、α-Mg 和细小析出相以及晶界无析出区为微阳极而被优先腐 蚀溶解。随着含量的提高,铸造 T6 态 GWK 合金析出 相的数量增多、尺寸减小和密度升高,同时方块相的 数量也增多,导致合金耐蚀性能下降。但是,当这些 析出相的体积分数达到一个临界值以及析出相密集到 几乎相互搭接在一起时,大面积凸起的析出相将成为 主要的腐蚀对象,而这些析出相本身较 α-Mg 基体耐 蚀,合金耐蚀性能就会逐渐增强。因此,铸造 T6 态 GWK 合金的耐蚀性能随合金含量的增加先降低而后

缓慢增强。不同 Gd 含量 GWK 合金盐雾实验和盐水 浸泡实验的腐蚀速率如图5所示[41]。由图5可以看出, 随 Gd 含量的升高,合金的腐蚀速率呈现先升高后降 低的趋势, 目 Gd 含量为 10%时合金的耐蚀性最差。 且随着腐蚀时间的延长,GWK 合金在 NaC1 溶液中的 腐蚀产物的形貌由蜂窝状转变为多孔结构的直立片状 <sup>[42]</sup>。GWK 合金的腐蚀速率与热处理状态密切相关 <sup>[43-44]</sup>。GWK 合金铸造 F 态由于基底与第二相之间存 在电偶腐蚀而具有最大的腐蚀速率, T4 态合金的腐蚀 速率最小, T6 态合金的腐蚀速率又有所增加。在 T6 态合金中,当时效时间从 0.5 h 增加至 193 h 时,合金 的腐蚀速率逐渐增加,当时效时间增加至 500 h 后, 腐蚀速率又有所降低。腐蚀速率随时效时间的变化与 合金的微观组织有关。 $\beta''$ 、 $\beta'$ 和  $\beta_1$ 析出相对合金耐蚀 性能的提高不利,而 $\beta$ 相可以部分起腐蚀阻挡层作用。 此外,GWK 合金中的 Zr 粒子尺寸和分布对该合金腐 蚀行为有显著影响,即随着 Zr 含量的增加,腐蚀速率 呈现先减小后加快的趋势,当 Zr 含量达到 0.42%时, 腐蚀速率最低[23]。



**图 5** Mg-xGd-3Y-0.4Zr 合金盐雾实验和盐水浸泡 3 d 的腐 蚀速率<sup>[41]</sup>

**Fig.5** Corrosion rates of Mg-*x*Gd-3Y-0.4Zr alloys under salt spraying and immersion conditions for 3 d<sup>[41]</sup>

对镁合金的表面进行防护处理是使镁合金能得到 广泛工业化应用最为有效的方法。在镁合金表面形成 一层化学转化膜能够有效提高镁合金的耐腐蚀性能。 铈转化膜是一种新型的化学转化膜,能使镁合金的腐 蚀电位正移,同时降低阴极和阳极的腐蚀电流,可显 著提高 GWK 合金的耐腐蚀性能<sup>[45–46]</sup>。金属表面硅烷 化处理所用试剂合成简单且对环境友好,处理件耐蚀 性好,是一种具有应用前景的表面预处理工艺。在 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金表面制备出双−(γ−三乙氧基硅 丙基)四硫化物硅烷薄膜,可使腐蚀电流密度降低2个 数量级以上<sup>[47]</sup>。

# 7 固态回收技术

随着镁合金应用的不断推广,其回收技术将成为 影响镁合金行业发展的一个重要因素。目前,处理镁 合金废料的重熔法缺乏安全性且成本较高。因此,发 展一种固态回收镁合金废料的方法具有重要意义。

固态回收技术的原理是将切屑或边角料等金属废 料经破碎、清理等预处理后,直接通过挤压、轧制等 塑性变形工艺加工成密实度较高、力学性能优良的块 体,从而有效避免重熔法所带来的一系列问题。固态 回收中的热塑性变形引入了剪切应力,使材料表面氧 化膜破碎细化并均匀分布,通过新生面冶金结合,同 时伴随动态再结晶,可获得微细晶粒组织,使固态回 收后的材料具有高强度、高塑性甚至超塑性等优良的 力学性能<sup>[48]</sup>。目前,研究者已经对 AZ 系镁合金的固 态回收技术开展了大量研究工作[48-51]。稀土镁合金的 复合强化机制导致其固态回收工艺比 AZ 系镁合金的 复杂。PENG 等<sup>[52]</sup>研究发现,在挤压比为 10:1 时, GW102K 合金切屑在 400 ℃挤压时引起 Mg24(Gd,Y)5 的动态析出,导致 225 ℃峰值时效时强化相 B'的析出 数量降低。因此,400 ℃热挤压回收合金的屈服强度 和抗拉强度分别只有 303.57 MPa 和 328.06 MPa,伸长 率只有 0.46%, 比参考挤压件的低。而在 450 ℃热挤 压回收的 GW102K 镁合金经 T5 峰值处理后,其屈服 强度和抗拉强度分别达到 326.48 MPa 和 393.95 MPa, 伸长率为 2.07%。

GW102K 合金切屑表面氧化物在高温剪切过程中 发生脱落和破碎,并均匀分布在晶内或晶界上,如图 6 所示<sup>[53]</sup>。在拉伸过程中,氧化物的存在容易引起应 力集中而形成空穴,导致固态回收后材料的伸长率通 常没有参考挤压件的高。为了解决固态回收 GW102K 合金伸长率低的问题,彭涛<sup>[54]</sup>研究了往复挤压固态回 收工艺对 GW102K 合金力学性能的影响。结果表明, 由于往复挤压过程中的多次剪切和墩粗,改变了裂纹 的分布方式,有利于孔洞的闭合。因此,往复挤压固 态回收镁合金的伸长率远高于单向正挤压固态回收合 金的。经 450 ℃、4 道次往复挤压回收样品的室温伸 长率为 20.73 %,表现出良好的塑性。



**图 6** 经 400 ℃挤压后切屑表面氧化物的 TEM 像及 *A* 点的 EDS 谱<sup>[53]</sup>

**Fig.6** TEM image of oxide contaminants in recycled specimens after extruded at 400 °C (a) and corresponding EDS spectrum of point A (b)<sup>[53]</sup>

#### 8 展望

GWK 合金作为一种新型的高强耐热镁合金,在 航空航天、武器装备及汽车等领域具有广阔的应用前 景,极具研究价值。经过近 10 年的发展,GWK 合金 的研究不断向深度和广度方向延伸,并取得了大量的 研究成果,但仍有许多问题需要进一步深入研究,概 括起来有以下几点:

1) 熔体纯净化技术研究。熔体净化处理是提高镁 合金品质的主要途径,而熔剂净化是镁合金纯净化的 主要方法。虽然已经在实验室开发成功 GWK 合金的 专用净化熔剂,但由于对熔剂-熔体系统中结构和界 面等镁合金熔剂净化理论的基础研究十分缺乏,镁熔 体纯净化技术尚不成熟,因此,GWK 合金的专用净 化熔剂难以达到工业化应用的程度。今后还应加强对 熔剂物化性质及熔剂与镁熔体之间交互作用过程的研 究,大幅度提高熔剂的净化效率,并开发出新型高效 2716

的绿色环保镁合金净化熔剂。

2) 缓冷条件下GWK 合金的细化行为及组织性能 研究。航空航天等核心部件复杂程度激增,均依赖于 砂型铸造,冷却速度较慢,而该条件下GWK 合金的 组织细化行为尚无报道。因此,缓冷条件下GWK 合 金的细化行为、组织及性能研究将是今后研究的一个 重点。

3) 热加工工艺参数的优化。材料成形工艺的制 订,不仅要考虑如何获得所需规格与尺寸的产品,更 要考虑如何获得均匀的组织及较好的力学性能。变形 温度和变形速度等工艺参数对合金组织及力学性能有 很大影响,而目前对 GWK 合金热加工工艺、组织及 性能之间的关系仍缺乏认识,尚待深入研究。

4) 稀土元素含量的优化研究。高含量的重稀土元 素将提高材料的密度并增加成本,故应进一步优化合 金成分,深入研究稀土元素 Gd 和 Y 对 GWK 合金组 织与性能的影响。

5) 腐蚀行为及防护技术的研究。镁合金耐蚀性较差,并且表面膜疏松多孔,无法阻止腐蚀行为的继续进行,导致其不适用于大多数的腐蚀性环境。因此, GWK 合金在达到高强耐热性能的同时应进一步关注 其耐蚀性,为将来该系合金在航空航天及深水环境中 的应用提供保障。

#### REFERENCES

- DRITS M E, SVIDERKAYA Z A, ROKHLIN L L. Effect of alloying on properties of Mg-Gd alloy[J]. Met Sci Heat Treat, 1979, 21(6): 62–64.
- [2] DRITS M E, ROKHLIN L L, NIKITINA N I. State diagram of the Mg-Y-Gd system in the range rich in magnesium[J]. Russ Metall, 1983, 5: 178–181.
- [3] ANYANWU I A, KAMADO S, KOJIMA Y. Aging characteristics and high temperature tensile properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Mater Trans, 2001, 42(7): 1206–1211.
- [4] ANYANWU I A, KAMADO S, KOJIMA Y. Creep properties of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Mater Trans, 2001, 42(7): 1212–1218.
- [5] 王 玮. Mg-10Gd-3Y-0.5Zr 合金复合净化行为研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2010: 40-47.
  WANG Wei. Multistage purification behavior for Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy [D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010: 40-47.
- [6] WU Guo-hua, WANG Wei, SUN Ming, WANG Qu-dong, DING Wen-jiang. Influence of GdCl<sub>3</sub> addition on purifying effectiveness and properties of Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2010, 20(7): 1177–1183.
- [7] WANG W, HUANG Y, WU G, WANG Q, SUN M, DING W.

Influence of flux containing YCl<sub>3</sub> additions on purifying effectiveness and properties of Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. J Alloy Compd, 2009, 480(2): 386–391.

- [8] WANG W, WU G, WANG Q, HUANG Y, DING W. Gd contents, mechanical and corrosion properties of Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy purified by fluxes containing GdCl<sub>3</sub> additions[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 507(1/2): 207–214.
- [9] 张新明,周楠,李理,唐昌平,邓运来. Mg-8Gd-3Y-0.6Zr 合 金热压缩过程的动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(12): 2067-2073.
  ZHANG Xin-ming, ZHOU Nan, LI Li, TANG Chang-ping, DENG Yun-lai. Dynamic recrystallization of Mg-8Gd-3Y-0.6Zr alloy during hot-compression [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(12): 2067-2073.
- [10] 张新明,李 理,邓运来,唐昌平,赵一生.稀土镁合金高温 形变孪生变体的选择规律[J].中国有色金属学报,2009,19(6): 999-1005.

ZHANG Xin-ming, LI Li, DENG Yun-lai, TANG Chang-ping, ZHAO Yi-sheng. Selection law of deformation twinning variants at elevated temperature in Mg-RE alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(6): 999–1005.

- [11] LI D J, WANG Q D, BLANDIN J J, SUERY M, DONG J, ZENG X Q. High temperature compressive deformation behavior of an extruded Mg-8Gd-3Y-0.5Zr (wt.%) alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 526(1/2): 150–155.
- [12] YANG Z, LI J P, ZHANG J X, GUO Y C, WANG B W, XIA F, LIANG M X. Effect of homogenization on the hot-deformation ability and dynamic recrystallization of Mg-9Gd-3Y-0.5Zr alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 515(1/2): 102–107.
- [13] 李 理,张新明,邓运来,周 楠,唐昌平.第二相在 Mg-Gd-Y-Zr 合金挤压棒超塑性变形中的作用[J].中国有色 金属学报,2010,20(1):10-16.
  LI Li, ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai, ZHOU Nan, TANG Chang-ping. Effect of second phase on superplastic deformation of extruded rod of Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 10-16.
- [14] ZHANG X M, LI L, DENG Y, ZHOU N. Superplasticity and microstructure in Mg-Gd-Y-Zr alloy prepared by extrusion[J]. J Alloy Compd, 2009, 481(1/2): 296–300.
- [15] 李 理, 张新明, 周 楠, 唐昌平, 邓运来. Mg-Gd-Y-Zr 合金热 轧板材的粗晶超塑性行为与微结构[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 390-396.
   LI Li, ZHANG Xin-ming, ZHOU Nan, TANG Chang-ping,

DENG Yun-lai. Coarse-grained superplastic behavior and microstructural characterization of Mg-Gd-Y-Zr hot-rolled sheet [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 390–396.

[16] XIAO Yang, ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai. Superplasticity of Mg-Gd-Y alloy in tensile test at elevated temperature[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2007, 17(2): 372–375.

- [17] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. High temperature deformation and microstrucutureal evolution of Mg-Gd- Y alloys[J]. Mater Sci Tech, 2010, 26(10): 1213–1219.
- [18] MATUCHA K H. 非铁合金的结构和性能[M]. 丁道云,译. 北京:科学出版社, 1999: 109-111.
  MATUCHA K H. Structure and properties of nonferrous alloys[M]. DING Dao-yun, transl. Beijing: Science Press, 1999: 109-111.
- [19] EMLEY E F. Principles of magnesium technology[M]. New York: Pergamon Press, 1966: 260–261.
- [20] LEE Y C, DAHLE A K, STJOHN D H. The role of solute in grain refinement of magnesium[J]. Metall Mater Trans A, 2000, 31(11): 2895–2906.
- [21] TAMURA Y, KONO N, MOTEGI T, SATO E. Grain refining mechanism and casting structure of Mg-Zr alloy[J]. J Jpn Inst Light Met, 1998, 48(4): 185–189.
- [22] PENG Z K, ZHANG X M, CHEN J M, XIAO Y, JIANG H, Grain refining mechanism in Mg-9Gd-4Y alloys by zirconium[J]. Mater Sci Tech, 2005, 21(6): 722–726.
- [23] SUN M, WU G H, WANG W. Effect of Zr on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mg-10Gd-3Y magnesium alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 523(1/2): 145-151.
- [24] 张新明,肖 阳,陈健美,蒋浩.挤压温度对 Mg-9Gd-4Y-0.6Zr 合金组织与力学性能的影响[J].中国有色金属学报, 2006,16(3):518-523.

ZHANG Xin-ming, XIAO Yang, CHEN Jian-mei, JIANG Hao. Influence of extrusion temperature on microstructures and mechanical properties of Mg-9Gd-4Y-0.6Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(3): 518–523.

- [25] GAO L, CHEN R S, HAN E H. Effects of rare-earth elements Gd and Y on the solid solution strengthening of Mg alloys[J]. J Alloy Compd, 2009, 481(1/2): 379–384.
- [26] GAO Yan, WANG Qu-dong, GU Jin-hai, ZHAO Yang, TONG Yan, KANEDA J. Effects of heat treatments on microstructure and mechanical properties of Mg-15Gd-5Y-0.5Zr alloy[J]. J Rare Earth, 2008, 26(2): 298–302.
- [27] GAO Y, WANG Q D, GU J H, ZHAO Y, TONG Y. Behavior of Mg-15Gd-5Y-0.5Zr alloy during solution heat treatment from 500 to 540 °C[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 459(1/2): 117–123.
- [28] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. J Alloy Compd, 2007, 427(1/2): 316–323.
- [29] 何上明. Mg-Gd-Y-Zr(-Ca)合金的微观组织演变、性能和断裂 行为研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2007: 198-206.
  HE Shang-ming. Study on the microstructural evolution, properties and fracture behavior of Mg-Gd-Y-Zr (-Ca) alloys [D].
  Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2007: 198-206.
- [30] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, GAO X, NIE J F, DING W J.

Precipitation in a Mg-10Gd-3Y-0.4Zr (wt.%) alloy during isothermal ageing at 250 °C[J]. J Alloy Compd, 2006, 421(1/2): 309–313.

- [31] HONMA T, OHKUBO T, HONO K, KAMADO S. Chemistry of nanoscale precipitates in Mg-2.1Gd-0.6Y- 0.2Zr (at.%) alloy investigated by the atom probe technique[J]. Mater Sci Eng A, 2005, 395(1/2): 301–306.
- [32] XIAO Yang, ZHANG Xin-ming, CHEN Bu-xiang, DENG Zhen-zhen. Mechanical properties of Mg-9Gd- 4Y-0.6Zr alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China,2006, 16(S): 1669–1672.
- [33] WANG J, MENG J, ZHANG D, TANG D. Effect of Y for enhanced age hardening response and mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2007, 456(1/2): 78–84.
- [34] KAMADO S, KOJIMA Y, IWASAWA S, OHUCHI K, NINOMIYA R. Age hardening characteristics and high temperature strength of Mg-Gd and Mg-Tb alloys[J]. J Jpn Inst Light Met, 1992, 42(12): 727–733.
- [35] WANG Rong, DONG Jie, FAN Li-kun, ZHANG Ping, DING Wen-jiang. Microstructure and mechanical properties of rolled Mg-12Gd-3Y-0.4Zr alloy sheets[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2008, 18(1): 189–193.
- [36] ZHANG P, DING W J, LINDEMANN J, LEYENS C. Mechanical properties of the hot-rolled Mg-12Gd-3Y magnesium alloy[J]. Mater Chem Phys, 2009, 118(2/3): 453-458.
- [37] LIN Dan, WANG Lei, MENG Fan-qiang, CUI Jian-zhong, LE Qi-chi. Effects of second phases on fracture behavior of Mg-10Gd-3Y-0.6Zr alloy[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2010, 20(S): 421–425.
- [38] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. Effects of ageing treatment on microstructures and properties of Mg-Gd- Y-Zr alloys with and without Zn additions[J]. J Alloy Compd, 2008, 465(1/2): 232–238.
- [39] YAO Su-juan, YI Dan-qing, YANG Sheng, LI Wang-xin. Aging characteristics and high temperature properties of Mg-9Gd-3Y-0.3Zr[J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2007, 17(2): 418–422.
- [40] GAO Lei, CHEN Rong-shi, HAN En-hou. Fracture behavior of high strength Mg-Gd-Y-Zr magnesium alloy [J]. Trans Nonferrous Met Soc China, 2010, 20(7): 1217–1221.
- [41] CHANG J, GUO X, HE S, FU P, PENG L, DING W. Investigation of the corrosion for Mg-xGd-3Y-0.4Zr (x = 6, 8, 10, 12 wt%) alloys in a peak-aged condition[J]. Corros Sci, 2008, 50(1): 166–177.
- [42] GUO X W, CHANG J W, HE S M, DING W J, WANG X. Investigation of corrosion behaviors of Mg-6Gd-3Y-0.4Zr alloy in NaCl aqueous solutions[J]. Electrochim Acta, 2007, 52(7): 2570–2579.
- [43] LIANG S Q, GUAN D K, TAN X P. The relation between heat treatment and corrosion behavior of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. Mater

Design, 2011, 32(3): 1194-1199.

 [44] 常建卫, 郭兴伍, 彭立明, 丁文江, 彭颖红. 250 ℃时效处理 对 Mg-10Gd-3Y-0.4Zr 稀土镁合金腐蚀行为的影响[J]. 腐蚀科 学与防护技术, 2009, 21(2): 88-90.
 CHANG Jian-wei, GUO Xing-wu, PENG Li-ming, DING Wen-jiang, PENG Ying-hong. Effect of aging treatment at 250

°C on corrosion behavior of Mg-10Gd-3Y-0.4Zr alloy[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 2009, 21(2): 88-90.

- [45] YI J L, ZHANG X M, CHEN M A, GU R. Effect of Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> on corrosion resistance of cerium conversion film on Mg-Gd-Y-Zr magnesium alloy surface[J]. Scrip Mater, 2008, 59(9): 955–958.
- [46] YI J L, ZHANG X M, CHEN M A, GU R, DENG Y L. Corrosion resistance of cerium conversion film electrodeposited on Mg-Gd-Y-Zr magnesium alloy[J]. J Cent South Univ Technol, 2009, 16(1): 38–42.
- [47] 陈明安,杨 汐,张新明,李慧中,路学斌,刘超仁.
  Mg-Gd-Y-Zr 合金表面含硫硅烷薄膜的结构与耐蚀性能[J].
  中国有色金属学报,2008,18(1): 24-29.
  CHEN Ming-an, YANG Xi, ZHANG Xin-ming, LI Hui-zhong, LU Xue-bin, LIU Chao-ren. Structure and corrosion resistance of self-assembled sulf-silane film on surface of Mg-Gd-Y-Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(1): 24-29.
- [48] MABUCHI M, KUBOTA K, HIGASHI K. New recycling process by extrusion for machined chips of AZ91 magnesium

and mechanical properties of extruded bars[J]. Mater Trans, 1995, 36(10): 1249-1254.

- [49] CHINO Y, HOSHIKA T, MABUCHI M. Enhanced corrosion properties of pure Mg and AZ31 Mg alloy recycled by solid-state process[J]. Mater Sci Eng A, 2006, 435/436: 275–281.
- [50] HU M L, JI Z S, CHEN X Y, ZHANG Z K. Effect of chip size on mechanical property and microstructure of AZ91D magnesium alloy prepared by solid state recycling[J]. Mater Charact, 2008, 59(4): 385–389.
- [51] WU S, JI Z, ZHANG T. Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy recycled by solid-state process from different size chips[J]. J Mater Process Tech, 2009, 209(12/13): 5319–5324.
- [52] PENG T, WANG Q D, HAN Y K, ZHENG J, GUO W. Microstructure and high tensile strength of Mg- 10Gd-2Y-0.5Zr alloy by solid-state recycling[J]. Mater Sci Eng A, 2010, 528(2): 715–720.
- [53] PENG T, WANG Q D, HAN Y K, ZHENG J, GUO W. Consolidation behavior of Mg-10Gd-2Y-0.5Zr chips during solid-state recycling[J]. J Alloy Compd, 2010, 503(1): 253–259.
- [54] 彭涛. Mg-Gd-Y-Zr 合金切屑固态回收技术基础研究[D]. 上海交通大学, 2010: 157-180.
  PENG Tao. An investigation on Mg-Gd-Y-Zr alloys by solid-state recycling[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2010: 157-180.

(编辑 陈卫萍)