

特约专栏

# 超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金研究进展

郑明毅, 徐超, 乔晓光, 孙婉婷, 池元清

(哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001)

**摘 要:** 超高强韧镁合金的研发对推广镁合金在高技术领域的应用具有重要意义。镁与稀土均是我国的优势资源, 因此在我国发展超高强韧稀土镁合金具有得天独厚的优势, 其中 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金因其接近高强铝合金的超高强度和塑性, 近年来受到研究者的广泛关注。综述了超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金的合金成分、常规塑性变形工艺、新型剧烈塑性变形工艺和热处理工艺对该合金显微组织和力学性能的影响规律, 以及该超高强韧变形镁合金的显微组织特征和强韧化机理。T5 峰时效态超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr (质量分数) 挤压合金具有双峰分布的晶粒尺寸“软-硬”复合层片微结构, 以及由高密度的基面  $\gamma'$  纳米片状析出相和棱柱面  $\beta'$  纳米析出相形成的近连续网状结构, 该挤压合金室温拉伸屈服强度、拉伸强度和断裂延伸率分别为 466 MPa、514 MPa 和 14.5%。介绍了哈尔滨工业大学等单位在超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金的规模化制备和应用方面的研究进展, 并展望了 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金的发展趋势。

**关键词:** 超高强韧镁合金; 稀土; 显微组织; 强韧化; 变形镁合金

**中图分类号:** TG146.22 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2020)01-0019-12

## Research Progress on Ultra-High Strength and Toughness Mg-Gd-Y-Zn-Zr Wrought Magnesium Alloys

ZHENG Mingyi, XU Chao, QIAO Xiaoguang, SUN Wanting, CHI Yuanqing

(School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

**Abstract:** The research and development of ultra-high strength and toughness magnesium alloys is of great significance to promote the application of magnesium alloys in high-tech industries. Magnesium and rare earth are the advantageous resources in China. The development of magnesium-rare earth (Mg-RE) alloys with ultra-high strength and toughness has unique advantages in China. Among them, Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought magnesium alloys can obtain ultra-high strength and ductility close to high-strength aluminum alloys, which have received great attention in recent years. In this paper, the effects of alloy composition, conventional plastic deformation processes, novel severe plastic deformation processes and heat treatment processes on the microstructure and mechanical properties of ultra-high strength and toughness Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought magnesium alloys are reviewed. The microstructure features, strengthening and toughening mechanisms of the Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought magnesium alloys with ultra-high strength and toughness are also discussed. The T5 peak-ageing treated Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr (mass fraction) extrusion alloy with ultra-high strength and toughness exhibits a “soft-hard” composite layered microstructure with bimodal grain sizes, and a near-continuous networks formed by precipitation of dense nanoscale basal and prismatic precipitates. The Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr extrusion alloy obtains a tensile yield strength of 466 MPa, ultimate tensile strength of 514 MPa and elongation to failure of 14.5%. This paper also introduces the research progress of Harbin Institute of Technology and other groups in the large-scale fabrication and application of ultra-high strength and toughness Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought magnesium alloys, and the research trends on Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought alloys with ultra-high strength and toughness are also prospected.

**Key words:** ultra-high strength and toughness Mg alloys; rare earth; microstructure; strengthening and toughening; wrought Mg alloys

收稿日期: 2019-08-29 修回日期: 2019-11-26

基金项目: 国家重点研发计划项目 (2016YFB0301102); 科技部“973”计划项目 (2013CB632200); 科技部国际科技合作专题项目 (2010DFB50210)

第一作者: 郑明毅, 男, 1969 年生, 教授, 博士生导师,

Email: zhengmingyi\_hit@126.com

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201908036

## 1 前言

镁合金因其密度低、比强度高和比刚度高等优点, 在航空航天、交通运输和电子领域具有广泛的应用前景<sup>[1]</sup>。然而, 低强度限制了镁合金的广泛应用, 尤其是在航空航天等高新技术领域。因此, 研究人员对镁合金的

强度提出了更高要求,通常要求其力学性能与 2 系和 7 系超高强铝合金的力学性能相当。与铝合金相比,镁合金的时效强化效果较差,这是导致其强度远低于铝合金的一个重要原因<sup>[2]</sup>。因此,开发屈服强度大于 450 MPa,延伸率大于 10%的超高强镁合金,对推广镁合金在高新技术领域的应用具有重要意义。

稀土(RE)元素因其特殊的核外电子结构而具有独特的物理和化学性质,已成为镁合金中最有效和最具发展潜力的合金化元素<sup>[3-8]</sup>。稀土元素化学性质活泼,可与镁合金中的氢、氧、硫等元素相互作用;并可将溶液中的铁、钴、镍、铜等有害金属夹杂物转化为金属间化合物,并以该形式除去,最终达到净化镁合金熔体的目的。稀土元素是表面活性元素,能降低液态镁合金的表面张力;同时可与镁元素形成简单的共晶体系,且结晶温度间隔小,因此,添加合适的稀土元素可提高液态镁合金的流动性,减少其疏松热裂倾向,并改善其铸造性能。稀土元素固溶于镁基体时,三价稀土离子置换二价镁离子,增强了合金基体的电子云密度,从而使合金基体产生晶格畸变,原子间结合力得到增强;此外,稀土元素原子半径显著大于镁元素原子半径,稀土元素的加入可使镁基体产生显著的固溶强化,减慢镁原子的扩散速率,从而提高镁合金的耐热性能。含重稀土元素的镁合金可时效析出高熔点纳米第二相,使镁合金产生显著的时效强化。稀土元素的加入可弱化变形镁合金的基面织构,使其形成稀土织构,并显著提高镁合金的成形性能<sup>[7]</sup>。因此,稀土合金化可改善镁合金的熔体质量、铸造性能、成形性能、强韧性及耐蚀、耐热、防燃等综合性能<sup>[3, 4]</sup>。

以稀土作为主要合金化元素的稀土镁合金具有优异的性能。镁与稀土均是我国的优势资源,因此在我国发展高性能稀土镁合金具有得天独厚的优势。相比于铸造稀土镁合金,变形稀土镁合金具有更高的强度和塑性。采用挤压、轧制和锻造等常规塑性变形技术以及等通道角挤压(ECAP)、高压扭转变形(HPT)、累积轧制(ARB)、多向锻造(MDF)和搅拌摩擦加工(FSP)等新型剧烈塑性变形(SPD)技术可显著提高稀土镁合金的力学性能,其中,由于 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金可获得接近高强铝合金的超高强度和塑性,因此近年来受到广泛关注。

稀土元素钆(Gd)和钇(Y)在镁合金中具有最佳的固溶强化和时效强化效果,是超高强稀土镁合金设计的首选添加元素。在 548 ℃时, Gd 在镁基体中的最大平衡固溶度为 23.5%(质量分数,下同), Gd 含量为 23%的 Mg-Gd 二元合金过饱和固溶体的硬度值在所有 Mg-RE 二元

合金中最高,具有很好的固溶强化效果<sup>[3]</sup>。该二元合金中 Gd 的固溶度随温度的降低而迅速下降, 200 ℃时,其平衡固溶度急剧下降至 3.82%,并产生显著的时效硬化效应,其时效峰值硬度(HB)可达 130 以上,为所有二元 Mg-RE 镁合金中最高的峰时效硬度值<sup>[3]</sup>。但 Gd 元素密度大,且只有在 Gd 含量大于 10%时, Mg-Gd 二元合金才能呈现出显著的时效强化效果<sup>[3]</sup>,但大量添加 Gd 元素会导致镁合金密度显著增加,使镁合金的轻量化优势不能充分发挥出来。Y 元素在二元镁合金中的固溶强化效果最好,具有显著的时效强化效应<sup>[3]</sup>,同时 Y 元素的原子半径和化学特性与 Gd 元素相差不大,密度显著低于 Gd 元素。

同时添加 Gd 和 Y 元素可以降低对方元素在镁基体中的溶解度,从而使镁合金析出更多的第二相<sup>[3]</sup>。Mg-Gd-Y 系合金的  $\alpha$ -Mg 基体棱柱面可时效析出亚稳纳米  $\beta'$  相,使该合金产生显著的时效强化效应<sup>[8]</sup>。向 Mg-Gd-Y 系合金中加入 Zr 元素可有效细化该镁合金晶粒。向 Mg-Gd-Y 系合金中添加 Zn 元素可在该合金中析出长周期堆垛有序(LPSO)结构和/或  $\gamma'$  基面析出相,有利于提高其强韧性;此外, Zn 在 Mg-Gd-Y 系合金中的微合金化还可有效促进该合金的时效析出<sup>[4, 5]</sup>。因此, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金中主要的第二相包括  $Mg_3(Gd, Y)$  相、 $Mg_{24}(Gd, Y)_5$  相、 $Mg_5Gd$  相、 $\beta'$  相、14H 型 LPSO 相、 $\gamma'$  相以及含 Zr 相等。

2009 年,日本长冈技术科学大学镰土重晴教授课题组采用常规的铸造挤压和时效处理工艺,开发出时效强化型、含 LPSO 结构的超高强 Mg-10.1Gd-5.7Y-1.6Zn-0.7Zr 合金挤压棒材,该棒材室温屈服强度可达 473 MPa,抗拉强度可达 542 MPa,延伸率为 8.0%<sup>[9]</sup>。近年来,国内上海交通大学、中南大学、北京有色金属研究总院、重庆大学、中国科学院长春应用化学研究所、中国科学院金属研究所和哈尔滨工业大学等单位在高强韧 Mg-Gd-Y 系变形镁合金的合金设计、制备工艺、显微组织和性能优化等方面开展了深入研究,取得了重要的研究进展。

本文将综述哈尔滨工业大学等单位近年来在超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的显微组织设计、强化机理,以及批量生产与应用方面的研究进展。

## 2 超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的力学性能

采用挤压<sup>[9-23]</sup>、轧制<sup>[23-35]</sup>和锻造<sup>[36-38]</sup>等常规塑性变形工艺可显著提高 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的力学性能。表 1

列举了部分 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的拉伸力学性能测试数据。由表 1 可知, Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系变形镁合金均表现出较高的强度和塑性, 稀土 Gd 和 Y 元素含量、Zn 元素含量、变形工艺(变形温度、应变速率和应变量等)、均匀化处理工艺和时效处理工艺均对该合金的力学性能有显著影响。

Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金在塑性变形过程中发生动态再结晶(DRX), 使该合金晶粒细化, 还可诱发第二相动态析出。热变形 Mg-Gd/Y-Zn 系合金通常呈晶粒尺寸双峰分布的显微组织特征, 由具有强纤维组织的未再结晶粗晶粒和具有随机取向的细小动态再结晶(DRXed)晶粒组成<sup>[9, 11]</sup>; 随后的 T5 峰时效处理导致该合金析出高密度的亚稳纳米析出相。提高 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的力学性能, 一方面需通过塑性变形控制合金的再结晶区比例、晶粒尺寸、组织和第二相动态析出; 另一方面需通过热处理控制析出相的形貌、尺寸、数密度和分布。

Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的强度随稀土元素含量的增加而增加, 当稀土元素含量高于 12% 时, 可获得屈服强度大于 450 MPa 的超高强镁合金。当稀土元素含量一定时, 存在最佳的 Zn 含量<sup>[20, 35]</sup>, 添加适量 Zn 元素可在该合金中生成 LPSO 相, 使该合金的强度和塑性增加; 但 Zn 含量过高, 则会导致该合金中析出大量的 LPSO 相, 消耗了稀土元素, 使该合金的时效强化效果显著弱化、屈服强度降低和延伸率增加<sup>[20, 35]</sup>。

单级均匀化处理(510 °C/8 h)及 T5 峰时效处理后, Mg-9.7Gd-5.8Y-1.6Zn-0.3Zr 挤压合金的室温抗拉强度、屈服强度和延伸率分别为 549 MPa、485 MPa 和 8.1%<sup>[20]</sup>。当采用两级均匀化处理(510 °C/8 h+530 °C/12 h)后, 则可使更多的 LPSO 相溶入该基体合金中, 并显著提高该挤压合金的 T5 峰时效强化效果, 使其屈服强度提高至 516 MPa, 抗拉强度为 574 MPa, 延伸率为 4.4%<sup>[20]</sup>。

均匀化处理后冷却速率显著影响挤压态和时效态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金的显微组织和性能<sup>[16, 17]</sup>。均匀化处理后炉冷导致该合金中生成大量层片状 14H LPSO 相, 促进了该合金的 DRX, 使得炉冷挤压(FE)后, 该合金具有较高的 DRX 比例和较弱的基面织构; 水冷挤压(QE)后, 该合金的未再结晶区存在大量细小高密度的  $\gamma'$  相。FE 合金的未再结晶区存在大量片状 LPSO 相, QE 合金中  $\gamma'$  相比 FE 合金中的片状 LPSO 相更为细小和高密度,  $\gamma'$  相对合金强度的贡献大于片状 LPSO 相, 因此 QE 合金的强度高于 FE 合金<sup>[16]</sup>。T5 峰时效处理后, FEA(炉冷+挤压+T5)和 QEA(水冷+挤压+T5)合金的再结晶区和未再结晶区均析出大量纳米  $\beta'$  相, 且未再结晶区  $\beta'$  析出

相的数密度均稍低于再结晶区; 此外, QEA 合金中还具有高密度的纳米  $\gamma'$  相和较大体积分数的未再结晶区, 因此 QEA 合金的强度高于 FEA 合金<sup>[17]</sup>。QEA 合金的室温屈服强度可达 462 MPa, 抗拉强度可达 520 MPa, 延伸率可达 10.6%; FEA 合金的室温屈服强度为 446 MPa, 抗拉强度为 508 MPa, 延伸率为 13.1%<sup>[17]</sup>。研究结果表明, Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金的第二相中,  $\beta'$  相的强化效果最好,  $\gamma'$  相次之, 层片 LPSO 相最差<sup>[17]</sup>。

挤压工艺参数(挤压温度、挤压比和挤压速率)显著影响 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 稀土镁合金的显微组织和力学性能<sup>[18]</sup>。随着挤压温度升高, Mg-7.5Gd-2.5Y-3.5Zn-0.9Ca-0.4Zr 合金的再结晶区比例增加、再结晶晶粒度增加、动态析出第二相减少和组织弱化, 导致合金的屈服强度显著降低和延伸率增加; 随着挤压比从 20 降低至 10, 合金的未再结晶区比例减少且再结晶晶粒细化, 导致该合金强度略增; 随着挤压速率增加, 合金的再结晶区比例显著增加且再结晶晶粒度增加, 导致合金屈服强度降低和延伸率增加。超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金的变形抗力大, 因此为提高其力学性能, 通常需采用较低的挤压温度和较慢的挤压速率。

在挤压出口施加冷却手段, 降低挤压材的出口温度, 可抑制其 DRX 晶粒的长大和动态析出相的粗化, 从而使挤压材的力学性能得到有效提升。与挤压模腔出口常规空冷相比, 挤压模腔出口强制空冷导致 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金的再结晶区比例从 83% 减少至 50%, 再结晶晶粒从 1.9  $\mu\text{m}$  细化至 1  $\mu\text{m}$ , 同时基面织构得到强化, 经 T5 峰时效处理后合金的室温屈服强度为 466 MPa, 抗拉强度为 514 MPa, 延伸率达 14.5%, 具有极好的综合强韧性, 是目前报道的具有最佳综合强韧性的超高强韧镁合金<sup>[19]</sup>。

轧制温度、道次变形量和累积变形量等轧制参数显著影响 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金板材的力学性能<sup>[24-35]</sup>。

均匀化处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 板材在 400 °C 轧制时, 随着终轧变形量从 20% 增至 60%, 该板材再结晶区比例上升、织构强度逐渐降低、屈服强度各向异性逐渐减弱以及塑性显著提高, 但其强度变化不明显<sup>[29]</sup>; 随着 ARB 变形量从 60% 增至 96%, 该板材再结晶区比例增加, 当 ARB 变形量达到 96% 时, 该板材几乎发生了完全的再结晶, 获得了均匀的显微组织, 且基面织构显著弱化, 板材的强度、延伸率及屈服各向异性均随着 ARB 变形量的增加而显著提高<sup>[27]</sup>。采用 90% 以上的大累积变形量和 50% 以上的终轧道次变形量轧制, 以及后续时效处理, 可获得含细小弥散强化相的均匀细小显微组织, 制备出超高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金板材<sup>[24]</sup>。

表 1 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 变形镁合金的拉伸力学性能  
Table 1 Tensile mechanical properties of Mg-Gd-Y-Zn-Zr wrought magnesium alloys

Alloys/wt%	Processing conditions	Tensile yield strength/MPa	Ultimate tensile strength/MPa	Elongation /%	Ref.
Mg-7Y-4Gd-1.5Zn-0.4Zr	500 °C/10 h+extrusion at 410 °C (17 : 1) +aging at 220 °C/122 h	320	418	6.2	[ 10]
	510 °C/12 h+rolling at 400 °C (96% reduction)	318	403	13.7	[ 27]
	510 °C/12 h+rolling at 400 °C (96% reduction) +aging at 200 °C/28 h	426	517	4.5	[ 25]
	510 °C/12 h+extrusion at 420 °C (8 : 1) +rolling at 400 °C and finally 350 °C (92% reduction)	316	415	9.1	[ 34]
	510 °C/12 h+extrusion at 420 °C (8 : 1) +rolling at 400 °C and finally 350 °C (92% reduction) +aging at 200 °C/32 h	416	505	12.8	
	510 °C/12 h+extrusion at 400 °C (10 : 1)	379	442	14.7	
	510 °C/12 h+extrusion at 400 °C (10 : 1) +aging at 200 °C/40 h	462	520	10.6	[ 17]
	510 °C/12 h (furnace cooling) +extrusion at 400 °C (10 : 1)	356	419	17.8	[ 16]
Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr	510 °C/12 h (furnace cooling) +extrusion at 400 °C (10 : 1) +aging at 200 °C/40 h	446	508	13.1	[ 17]
	510 °C/12 h+extrusion at 400 °C (8 : 1) +aging at 200 °C/48 h	395	470	8	[ 11]
	510 °C/12 h + extrusion at 450 °C (20 : 1)	344	394	21.5	[ 19]
	510 °C/12 h + extrusion at 450 °C (20 : 1) +aging at 200 °C/40 h	419	485	18.4	
	510 °C/12 h+extrusion at 450 °C (20 : 1, forced-air cooling)	393	447	16	
	510 °C/12 h+extrusion at 450 °C (20 : 1, forced-air cooling) +aging at 200 °C/28 h	466	514	14.5	
	Extrusion+forging at 380 °C+aging at 200 °C/40 h	358	440	11.5	[ 38]
	Extrusion+multi-directional forging from 420 °C to 340 °C (6 passes) +aging at 200 °C/40 h	417	434	12.9	
Mg-10Gd-2Y-0.5Zn-0.3Zr	510 °C/10 h+forging at 470 °C+aging at 200 °C/60 h	273	406	5.9	[ 34]
Mg-10Gd-3Y-1.0Zn-0.5Zr	480 °C/6 h+extrusion at 400°C (8 : 1) +aging at 200 °C/96 h	339	428	4	[ 21]
	510 °C/8 h+extrusion at 400 °C (12 : 1)	408	474	8.3	[ 20]
	510 °C/8 h+extrusion at 400 °C (12 : 1) +aging at 200 °C/84 h	485	549	8.1	
Mg-9.7Gd-5.8Y-1.6Zn-0.3Zr	510 °C/8 h+530°C/12 h+extrusion at 400°C (12 : 1)	405	483	11.2	
	510 °C/8 h+530 °C/12 h+extrusion at 400 °C (12 : 1) +aging at 200 °C/84 h	516	574	4.4	
Mg-10Gd-6Y-1.6Zn-0.6Zr	520 °C/8 h+525 °C/8 h+extrusion at 400 °C (10 : 1)	419	461	3.6	[ 9]
	520 °C/8 h+525 °C/8 h+extrusion at 400 °C (10 : 1) +aging at 200 °C/64 h	473	542	8	
Mg-10Gd-6Y-2Zn-0.6Zr	520 °C/16 h+extrusion at 480 °C (16 : 1) +aging at 200 °C/56 h	360	432	5	[ 22]
Mg-10Gd-4Y-0.7Zn-0.5Zr	500 °C/10 h+rolling at 500 °C (80% reduction) +500 °C/10 h+aging at 225 °C/10 h	280	430	4	[ 35]
Mg-11Gd-4Y-1.7Zn-0.5Zr		365	460	10	
Mg-11Gd-4Y-3.5Zn-0.5Zr		205	350	15.5	
Mg-11.5Gd-4.5Y-1.5Zn-0.4Zr	520 °C/48 h+extrusion at 420 °C (10 : 1)	387	453	8.3	[ 23]



在 400 °C 下进行 96% 累积变形量轧制获得的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金板材, 在 200 °C 进行 28 h 的 T5 峰时效处理后, 该板材的晶粒尺寸呈双峰分布特征, 在其形变晶粒内部析出 LPSO 相、DRX 晶粒内部析出大量的纳米  $\beta'$  相, 该板材的屈服强度和抗拉强度可分别达到 426 和 517 MPa, 延伸率为 4.5%<sup>[25]</sup>。

对挤压态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金板材在不同温度下进行终轧变形, 随着终轧温度的增加, 该板材的再结晶区比例增加。终轧温度为 300 °C 时, 该板材主要由含高密度位错的强基面织构形变晶粒组成; 终轧温度提高到 400 °C 时, 该板材为完全再结晶组织, 基面织构强度降低。300 °C 终轧后, 该板材的屈服强度和抗拉强度分别为 320 和 416 MPa, 延伸率为 5.3%; 400 °C 终轧后, 该板材的屈服强度和抗拉强度分别降至 266 和 363 MPa, 延伸率提高至 11.9%, 且屈服各向异性得到显著改善<sup>[31]</sup>。挤压态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金在 350 °C 终轧以及在 200 °C 经 T5 峰时效处理后, 该板材的平均晶粒尺寸为约为 7.8  $\mu\text{m}$ , 晶粒内部析出细小片层状 14H LPSO 相, 棱柱面上析出高密度  $\beta'$  纳米析出相, 其屈服强度和抗拉强度分别为 416 和 505 MPa, 断裂延伸率为 12.8%<sup>[34]</sup>, 并且该板材延伸率显著高于以均匀化处理的铸态合金为轧制坯料的板材, 同时获得了高强度和良好塑性, 这表明, 为同时提高轧制板材的强度和塑性, 轧制坯料应选择挤压态合金。

锻造温度、锻造变形量和锻造应变速率等锻造参数显著影响 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金的力学性能。热锻 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的力学性能通常低于其挤压和轧制合金<sup>[36-38]</sup>。挤压态 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的锻造成形性能显著优于均匀化处理的铸态 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金, 其可在更低温度下锻造, 从而获得更高的强度<sup>[38]</sup>。挤压态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金经 380 °C 一次锻造变形后, 其屈服强度和抗拉强度分别达到 288 和 373 MPa, 延伸率为 24.8%; 进一步将其进行 T5 峰时效处理后, 其屈服强度和抗拉强度分别增至 358 和 440 MPa, 延伸率为 11.5%<sup>[38]</sup>。采用 MDF 技术对合金在不同方向进行连续锻造变形, 可累积大塑性变形, 并达到细化合金晶粒、改善合金性能的目的。与恒温 MDF 相比, 降温 MDF 可显著细化合金显微组织, 提高合金力学性能<sup>[38]</sup>。随着 MDF 道次的增加, 合金在锻造过程中析出的  $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$  相的数量增加, 从而使其基体中的稀土含量显著降低, 导致 MDF 合金的时效强化效应明显降低。挤压态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金经 6 道次降温

MDF(420 °C/1P+380 °C/3P+340 °C/2P) 和 T5 峰时效处理后, 其屈服强度和抗拉强度分别可达 417 和 434 MPa, 延伸率为 12.9%<sup>[38]</sup>。

### 3 超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 变形镁合金的多尺度非均质组织强韧化

挤压出口强制空冷的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 镁合金在 T5 峰时效态下的超高强韧性与多尺度非均质结构相关<sup>[19]</sup>。图 1 为 T5 峰时效态超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金的显微组织<sup>[19]</sup>。如图 1a 和 1b 所示, T5 峰时效处理后的超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金呈晶粒尺寸双峰分布的显微组织特征, 由纳米  $\beta$ - $\text{Mg}_5\text{RE}$  颗粒钉扎的 DRXed 晶粒和具有强基面织构的粗大未再结晶变形晶粒组成, 未再结晶粗晶粒和 DRXed 晶粒沿挤压方向呈层状分布, 未再结晶区中还存在拉长的块状 LPSO 相。如图 1c~1f 所示, 该合金在 DRXed 晶粒和未再结晶变形晶粒中均存在大量高密度的基面  $\gamma'$  纳米片状析出相和棱柱面  $\beta'$  纳米析出相。值得注意的是, 这些基面  $\gamma'$  纳米片状析出相和棱柱面  $\beta'$  纳米析出相可形成近连续的纳米网状结构。

超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压镁合金的强韧性主要与其由高密度的基面  $\gamma'$  纳米片状析出相和棱柱面  $\beta'$  纳米析出相形成的近连续纳米网状结构, 以及其由弱织构 DRXed 区和强基面织构粗大未再结晶变形晶粒组成的层状结构有关。

平行于棱柱面析出的纳米  $\beta'$  相是 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金主要的时效强化相, 其可显著阻碍该合金基面的位错滑移<sup>[9, 17]</sup>; 该合金挤压过程中析出的平行基面的纳米片状  $\gamma'$  相可阻碍  $\langle c \rangle$  位错滑移<sup>[39]</sup>。这种由  $\beta'$  相和  $\gamma'$  相形成的近连续纳米网状结构, 可有效阻碍镁合金中的位错滑移, 是镁合金最有效的强化结构之一<sup>[2]</sup>。镁合金拉伸变形过程中, 纳米  $\beta'$  相在基体合金的界面处形成微裂纹, 但微裂纹附近的纳米片状  $\gamma'$  相可通过发生扭转变形有效抑制该微裂纹的扩展, 从而提高镁合金的塑性<sup>[19]</sup>。

由弱织构 DRXed 区“软”层和强基面织构粗大未再结晶变形晶粒“硬”层组成的“软-硬”复合层片微结构对 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金强韧性的提高有重要作用。具有较强纤维织构的粗大未再结晶变形晶粒对该合金起强化作用, 而随机取向的 DRXed 晶粒改善了该合金的延展性。“软”层片和“硬”层片的塑性变形不协调, 导致几何必需位错塞积在“软-硬”层片界面, 使该合金产生非均质结构诱发背应力强化<sup>[40, 41]</sup>。

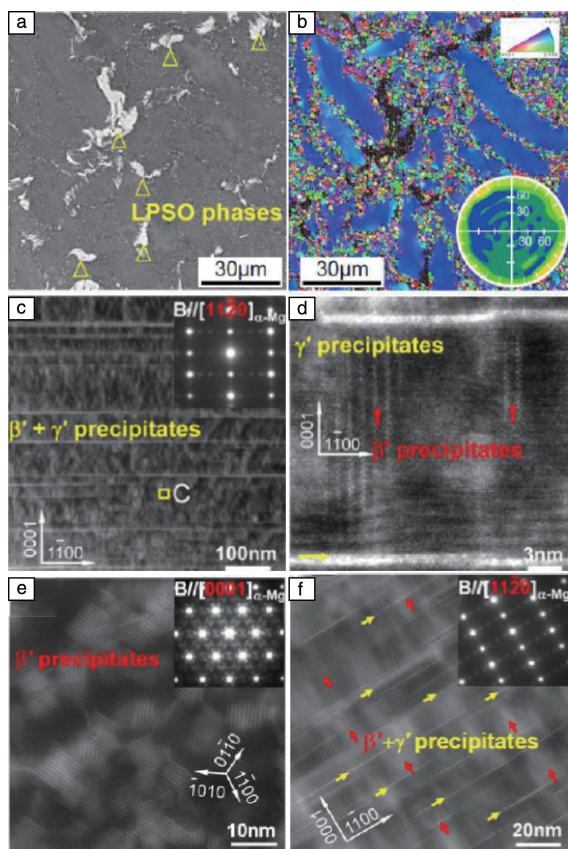


图 1 T5 峰时效态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金的显微组织<sup>[19]</sup>: (a)垂直挤压方向的 SEM 照片, (b)垂直挤压方向的反极图, (c)未再结晶变形区的 STEM 照片, (d)图 1c 中 C 区的原子分辨率照片, (e, f)不同取向的再结晶晶粒中时效析出相的 STEM 照片

Fig. 1 Microstructure of the T5 peak-aged Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr extruded alloy<sup>[19]</sup>: (a) SEM image of the transverse sections, (b) IPF image of the transverse sections, (c) STEM image of the unrecrystallized grains, (d) atomic resolution image of region C marked in Fig. 1c, (e, f) STEM images of the DRXed grains with different orientation

数字图像相关(DIC)分析表明<sup>[19]</sup>, 合金在原位 SEM 拉伸变形过程中, 基滑移斯密特(Schmid)因子高的 DRXed 晶粒优先发生塑性变形, 随着塑性变形量的增加, 应变从细小再结晶区传递至粗大未再结晶区, 因此合金中具有强基面织构的粗大未再结晶区在拉伸变形过程中承受更高的应力。图 2 为 T5 峰时效态超高强韧 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金在拉伸变形前后的准原位电子背散射衍射(EBSD)分析得到的反极图(IPF)和取向波动(KAM)图<sup>[19]</sup>。该合金在拉伸变形过程中, DRXed 晶粒先发生基面位错滑移, 而未再结晶变形区的主要塑性变形机制为棱柱面位错滑移。粗大未再结晶晶粒可通过再结晶区和未再结晶区之间的应变传递抑制应变局域化, 从而改善该合金的塑性。

#### 4 搅拌摩擦加工 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的高应变速率超塑性

FSP 是基于搅拌摩擦焊(FSW)技术所发展的一种新型热加工技术<sup>[42-45]</sup>, 通过搅拌头的高速旋转和移动, 向材料内部引入摩擦热并使其产生剧烈的塑性变形, 同时, FSP 能使材料发生 DRX, 并达到细化晶粒和第二相、均匀组织的作用, 从而提高材料的性能。

图 3 为 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金(6 mm 厚板)经单程 FSP(工具转速为 800 round/min, 加工行进速度为 100 mm/min)处理后的显微组织照片<sup>[45]</sup>。该合金呈现均匀的细晶组织, 其晶粒尺寸约为 3  $\mu\text{m}$ , 细晶晶界主要为大角度晶界, 晶粒内部析出长度为 50~100 nm 的 LPSO 相。在 FSP 高温和剧烈塑性变形的共同作用下, 该铸态合金中的共晶相  $\beta\text{-Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y})$  发生溶解, 且溶质原子在该镁基体中分布均匀, 致使合金在 FSP 变形的冷却过程中,  $\alpha\text{-Mg}$  晶粒内部析出 LPSO 相。

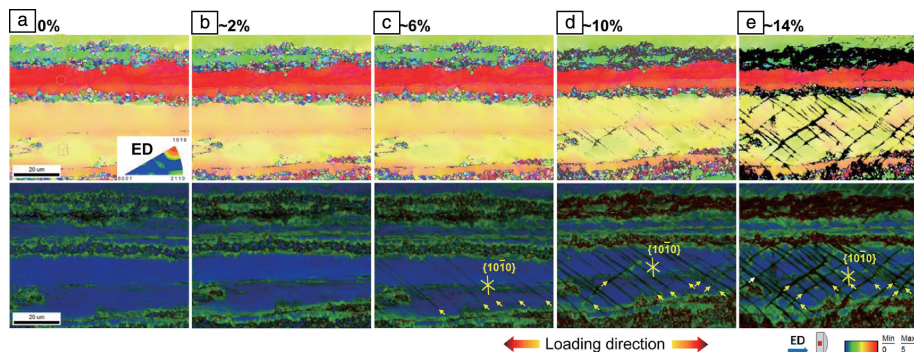


图 2 T5 峰时效态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金准原位电子背散射衍射拉伸测试结果(上:反极图,下:取向波动图)<sup>[19]</sup>: (a)拉伸变形前, (b)拉伸应变为~2%, (c)拉伸应变为~6%, (d)拉伸应变为~10%, (e)拉伸应变为~14%

Fig. 2 Quasi in-situ EBSD analysis of the T5 peak-aged Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr extruded alloy (up: IPFs, down: KAM images)<sup>[19]</sup>: (a) before tensile test, (b) tensile strain of ~2%, (c) tensile strain of ~6%, (d) tensile strain of ~10% (e) tensile strain of ~14%



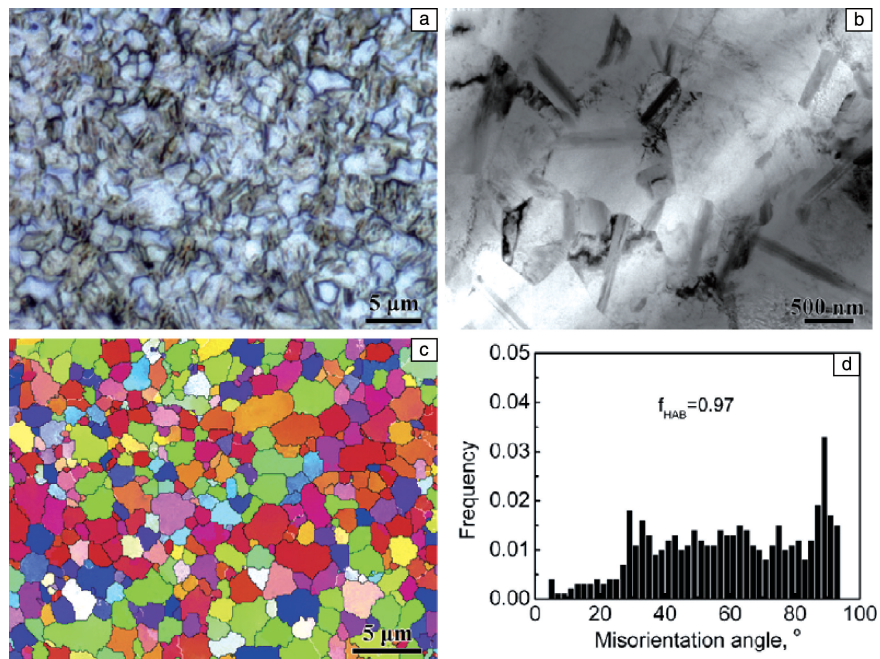


图 3 搅拌摩擦加工 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金的显微组织<sup>[45]</sup>：(a) 光学照片，(b) TEM 照片，(c) EBSD IPF 照片，(d) 晶粒取向差分布图

Fig. 3 Microstructure of the Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr alloy after FSP<sup>[45]</sup>：(a) optical image, (b) TEM image；(c) EBSD IPF image, (d) boundary misorientation distribution

经 FSP 处理的细晶 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金在较宽温度范围内 (350 ~ 500 ℃) 表现出大于 800% 的高应变率超塑性 (HSRSP)。该合金在 425 ℃ 和  $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  的高应变率下可达到 3570% 的最大超塑性，获得极佳的高应变率超塑性<sup>[45]</sup>。与大多数超塑性镁合金相比，经 FSP 处理的 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金的晶粒尺寸相对较大，但其超塑性值明显高于目前已报道的镁合金<sup>[46]</sup>。该合金优异的超塑性是其热稳定的微观结构和良好的变形协调性共同作用的结果。图 4 显示了经 FSP 处理的 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金在应变速率为  $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、不同温度下拉伸变形至断裂的拉伸试样的宏观照片<sup>[45]</sup>。该合金拉伸变形试样表现出超塑性变形特征，并在相当范围内呈现出均匀塑性变形。

5 纳米晶 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的溶质晶界偏聚强化

晶粒细化对镁合金的强化作用远大于对铝合金的强化作用。如前文所述，经常规挤压变形和 T5 时效处理的微米级 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金具有超高强韧性，如能将其晶粒进一步细化至纳米量级，细晶强化作用可使该合金的强韧性得到进一步提高。

HPT 是一种典型的 SPD 变形工艺，在试样的高度方向上施加压力的同时，在其横截面上施加一扭矩，使材

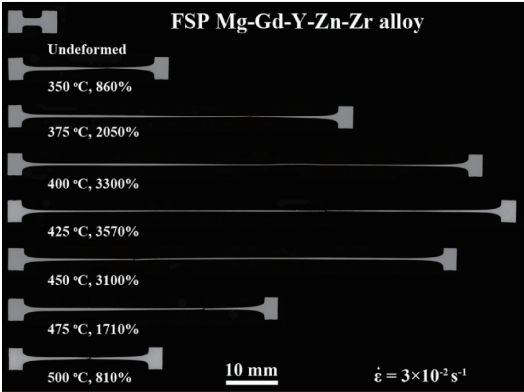


图 4 经搅拌摩擦加工的 Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr 合金在应变速率为  $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 、不同温度下拉伸变形至断裂的拉伸试样的宏观照片<sup>[45]</sup>

Fig. 4 Tensile specimens image of FSPed Mg-9Gd-4Y-1.2Zn-0.4Zr alloy pulled to failure at a strain rate of  $3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$  at different temperatures<sup>[45]</sup>

料在轴向压缩和切向剪切的共同作用下，获得均匀的纳米晶显微组织。与其它 SPD 变形工艺相比，HPT 可在室温下使难变形材料产生剧烈塑性变形，并使材料晶粒细化效果得到显著提升，从而可方便快捷制备块体纳米材料<sup>[47]</sup>。哈尔滨工业大学采用 HPT 工艺制备了块体纳米 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金<sup>[48-53]</sup>。

将均匀化处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金圆片 (直径为 10.0 mm, 厚度为 0.85 mm) 在室温下进行 HPT 处理, HPT 过程中对该合金施加的压力为 6.0 GPa, 扭转转速为 1 round/min, 扭转圈数为 10 圈<sup>[48]</sup>, HPT 处理后该合金的显微硬度值约为 126 HV。图 5 为经 HPT 处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金在不同温度下的时效硬化曲线<sup>[48]</sup>, 该合金在 120 °C 下时效处理 12 h 达到约 145 HV 的峰时效硬度值, 其峰时效温度和达到峰时效所需时间均远低于常规热变形微米级 Mg-8Gd-4Y-1Zn-0.4Zr 稀土镁合金<sup>[19]</sup>。对含纳米  $\beta'$  析出相的 T6 峰时效态 Mg-8.2Gd-3.2Y-1.0Zn-0.4Zr 合金进行 HPT, 然后再进行 T5 峰时效处理 (T6+HPT+T5), 合金的硬度值可达 156 HV, 显著高于目前已有文献报道的变形镁合金的硬度值<sup>[49]</sup>。

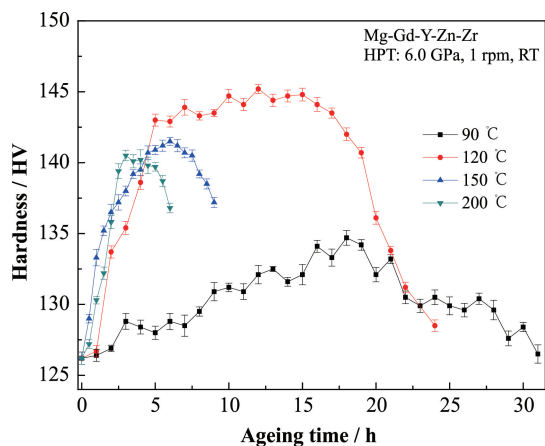


图 5 经高压扭转变形处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金在不同温度下的时效硬化曲线<sup>[48]</sup>

Fig. 5 Age-hardening curves of the HPT deformed Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr alloy at different temperatures<sup>[48]</sup>

经 HPT 处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金的平均晶粒尺寸为约为 48 nm, 且合金元素分布均匀。图 6a~6c 为经 HPT 处理的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金在 120 °C 时效处理 12 h 后的 TEM 照片<sup>[48]</sup>。从高角环形暗场扫描透射电镜 (HAADF-STEM) 照片 (图 6d 和 6e) 和元素面扫描照片 (图 6f~6j) 可看出, 该峰时效合金中存在显著的溶质原子晶界偏聚。与常规微米级稀土镁合金相比, 经 HPT 处理的纳米晶 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 稀土镁合金存在独特的时效析出行为和时效强化机制。常规微米级 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 稀土镁合金在峰时效阶段的析出相主要为  $\beta'$  亚稳相<sup>[19]</sup>; 而经 HPT 处理的纳米晶 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 稀土镁合金在峰时效阶段, 大量溶质原子 (Gd, Y, Zn) 偏聚于纳米晶界, 并未观察到任何析出相, 而在过时效阶段, 该纳米晶稀土镁合金在晶界处析出  $\beta$  稳定相, 并未出现  $\beta'$  亚稳相。

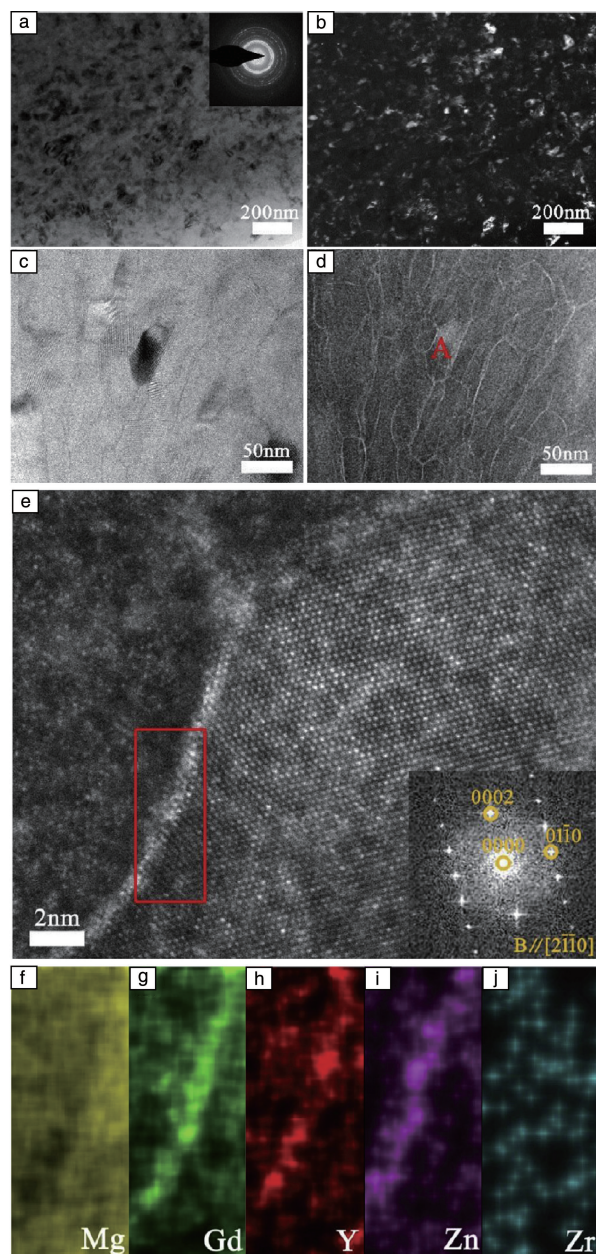


图 6 高压扭转变形 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金 T5 峰时效态 (120 °C/12 h) 的显微组织<sup>[48]</sup>: (a) TEM 明场照片以及对应的选区电子衍射花样; (b) TEM 暗场照片; (c) 高倍 TEM 明场照片; (d) 高角环形暗场扫描透射电镜照片; (e) 图 6d 中 A 处的原子分辨率高角环形暗场扫描透射电镜照片和对应的快速傅里叶变换自对准双重成像技术照片; (f~j) 图 6e 矩形框内的 Mg, Gd, Y, Zn 和 Zr 元素面扫描照片

Fig. 6 Microstructure of the HPT-processed Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr alloy aged at 120 °C for 12 h<sup>[48]</sup>: (a) TEM bright-field image and corresponding SAED pattern; (b) TEM dark-field image; (c) high magnification TEM bright-field image; (d) HAADF-STEM image; (e) atomic-resolution HAADF-STEM image of region A marked in Fig. 6d and corresponding Fast Fourier transform image; (f~j) elemental mappings (Mg, Gd, Y, Zn and Zr) of red rectangular region marked in Fig. 6e



HPT 可向合金中引入非平衡晶界、高密度位错和空位等缺陷,同时促进溶质扩散;RE 和 Zn 等溶质原子尺寸与 Mg 原子尺寸差异大,因此 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金晶界溶质偏聚的驱动力大,导致该合金时效过程中大量溶质原子偏聚于晶界。常规微米级 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金的时效强化机制为亚稳  $\beta'$  纳米析出相强化,而纳米晶 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 合金的主要时效强化机制为溶质晶界偏聚强化。基于合金中溶质偏聚使位错运动所需做功增加这一理论, Sun 等<sup>[48]</sup> 提出了晶界溶质偏聚强化模型,溶质晶界偏聚为合金提供了 ~20% 的硬度贡献。纳米晶产生的细晶强化、固溶强化、溶质晶界偏聚强化和位错强化使得峰时效纳米晶 Mg-8Gd-4Y-1Zn-0.4Zr 稀土镁合金获得了极高的硬度值,其中细晶强化和溶质晶界偏聚强化在该合金中引起的强化效果最为显著<sup>[19]</sup>,这表明在纳米晶稀土镁合金中,除常规强化机制外,可利用溶质偏聚/团簇进一步提高其强度和塑性,这对超高强韧稀土镁合金的开发具有重要意义。

6 超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金的批量生产与应用

为推广超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金的应用,需开发该合金的大规格铸锭、挤压材和锻件的规模化生产技术。哈尔滨工业大学等单位近年来在超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金的批量生产和应用方面取得了较大的研究进展。

6.1 铸锭的半连续铸造

哈尔滨工业大学、东北轻合金有限公司和岳阳宇航新材料有限公司进行合作,解决了高稀土含量镁合金大尺寸半连续铸锭残余应力大而导致合金热裂和冷裂倾向性大的技术难题,开发了具有自主知识产权的超高强韧稀土镁合金大尺寸铸锭的半连续铸造技术<sup>[54]</sup>。该技术通过优化结晶器设计,控制浇注温度、冷却速率和铸造速率等半连铸工艺参数,采用半连续铸造技术,可制备直径最大为 520 mm、长度达 4000 mm 的无偏析且成分均匀的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金大规格铸锭。图 7 为半连续铸造设备和不同尺寸的半连铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金大规格铸锭。

6.2 棒材、板材、型材和管材的挤压

采用挤压压力最高达 10 000 t 的不同吨位挤压机,可将大规格半连铸坯料挤压成航空航天用棒材、板材、型材和管材。图 8 为直径分别为 180 和 215 mm 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压棒材。图 9 为横截面积为 22 \* 11 cm<sup>2</sup> 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压板材。图 10 为 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压 T 型材和 L 型材。

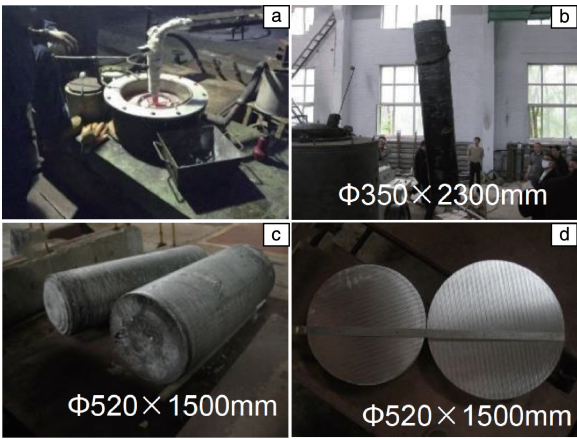


图 7 半连续铸造设备(a),不同尺寸的大规格 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金半连铸铸锭(b~d)

Fig. 7 Semi-continuous casting apparatus (a), semi-continuous cast Mg-Gd-Y-Zn-Zr billets with different sizes (b~d)

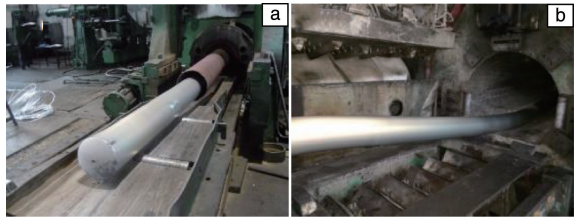


图 8 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压棒材: (a) 直径 180 mm, (b) 直径 215 mm

Fig. 8 Mg-Gd-Y-Zn-Zr extrusion rods with diameters of 180 mm (a) and 215 mm (b)



图 9 横截面积为 22 \* 11 cm<sup>2</sup> 的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压板材

Fig. 9 Mg-Gd-Y-Zn-Zr extrusion plates with cross-sectional area of 22 \* 11 cm<sup>2</sup>

哈尔滨工业大学通过反挤压成功挤压了 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金薄壁无缝圆管,采用分流模挤压成功挤压了 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金薄壁圆管和薄壁矩形管材,这些管材均可应用于航空航天构件。

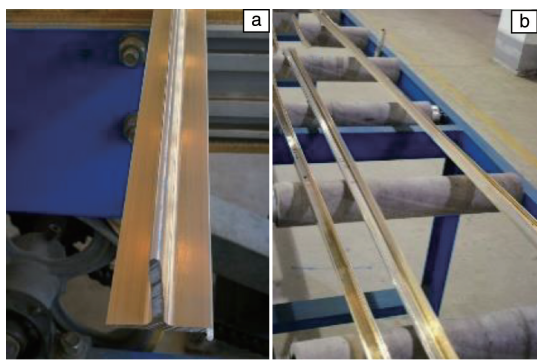


图 10 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金挤压型材: (a) T 型材, (b) L 型材

Fig. 10 Mg-Gd-Y-Zn-Zr extrusion T (a) and L (b) shaped profiles

### 6.3 航空航天构件的锻造

Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金具有优良的锻造成形性能, 可用于精密锻造航空航天构件。图 11 为 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金航空锻件。



图 11 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金航空锻件

Fig. 11 Forging component of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy for aerospace application

## 7 结 语

(1) 采用常规热变形工艺(挤压、轧制和锻造)和人工时效处理, 通过合金成分和显微组织控制, 可开发出屈服强度大于 450 MPa 的超高强韧 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 稀土变形镁合金。超高强韧镁合金的超高强韧性与多尺度非均质组织有关。T5 峰时效态的 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金由纳米  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>RE 颗粒钉扎的弱织构 DRXed 区和具有强基面织构的粗大未再结晶变形晶粒组成的层状结构以及高密度的基面纳米片状  $\gamma'$  相和棱柱面  $\beta'$  析出相形成的近连续纳米网状结构组成, 其拉伸屈服强度为 466 MPa, 抗拉强度为 514 MPa, 断裂延伸率为 14.5%。这是目前报道的采用常规热变形工艺开发的具有最佳综合超高强韧性的镁合金。

(2) 多尺度非均质结构对提高稀土镁合金的强韧性有重要作用。由  $\beta'$  相和  $\gamma'$  相形成的近连续纳米网状结构, 可

有效阻碍镁合金中的位错滑移, 是时效态 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 变形镁合金最有效的强化结构之一; 这种网状结构还可有效抑制微裂纹扩展, 提高合金的塑性。由弱织构 DRXed 区“软”层和强基面织构粗大未再结晶变形晶粒“硬”层组成的“软-硬”复合层片微结构对 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 挤压合金强韧性的提高有重要作用。合金中“软”层片和“硬”层片的塑性变形不协调, 导致其几何必需位错塞积于“软-硬”层片界面, 产生非均质结构诱发强化; 粗大未再结晶晶粒可通过再结晶区和未再结晶区之间的应变传递抑制应变局域化, 有利于改善合金的塑性。

(3) 与常规微米级稀土镁合金不同, 经 HPT 处理的纳米晶 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 稀土镁合金具有独特的时效析出行为和时效强化机制。HPT 纳米晶 Mg-8.2Gd-3.8Y-1Zn-0.4Zr 稀土合金在峰时效阶段未生成析出相, 其时效强化源于溶质原子晶界偏聚。深入研究镁合金中的偏聚/团簇形成机理及其强化机制, 利用晶界偏聚工程, 进一步提高镁合金的强度和塑性, 对超高强韧镁合金的开发具有重要意义。

(4) 为开发屈服强度大于 600 MPa 的低稀土含量低成本 Mg-Gd-Y 系超高强韧稀土变形镁合金, 应进一步优化主合金元素和微合金元素的成分设计、制备工艺和热处理工艺, 寻找高效的强韧化相、新型强韧化机制和强韧化结构, 充分发挥镁合金的析出强化、细晶强化、晶界偏聚强化、扭折带强韧化和非均质结构强韧化潜力。

(5) 为推广 Mg-Gd-Y 系变形镁合金的应用, 需进一步研究该合金的断裂韧性、疲劳、蠕变、腐蚀等性能, 从而提高该合金的综合性能。

(6) 虽然 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金大规格变形材已获得部分应用, 但该合金存在变形抗力大、对变形加工设备要求高、变形工艺窗口较窄以及变形材组织和性能不均匀等问题, 导致该合金的性能潜力并未完全发挥出来。为满足航空航天等高技术领域对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金大规格复杂变形材的需求, 需进一步开发大规格复杂挤压型材、精密锻件和轧制板材的生产制造技术, 精确控制变形温度场和应力场, 以充分发挥镁合金的性能潜力。

### 参考文献 References

- [1] MORDIKE B L, EBERT T. Materials Science and Engineering: A[J], 2001, 302: 37-45.
- [2] NIE J F. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2012, 43 (11): 3891-3939.
- [3] ROKHLIN L L. Magnesium Alloys Containing Rare Earth Metals[M]. London: CRC Press, 2003.
- [4] 唐定骧, 刘余九, 张洪杰, 等. 稀土金属材料[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2011.

- TANG D X, LIU Y J, ZHANG H J, *et al.* Metal Materials Containing RE[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2011.
- [5] ZHANG J H, LIU S J, WU R Z, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2018, 6(3): 277–291.
- [6] ZENG Z R, STANFORD N, DAVIES C H J, *et al.* International Materials Review[J], 2019, 64: 1–36.
- [7] BOHLEN J, NURNBERG M R, SENN J W, *et al.* Acta Materialia[J], 2007, 55(6): 2101–2112.
- [8] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2006, 421: 309–313.
- [9] HONMA T, KUNITO N, KAMADO S. Scripta Materialia[J], 2009, 61(6): 644–647.
- [10] LIU K, ROKHLIN L L, ELKIN F M, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2010, 527(3): 828–834.
- [11] CHI Y Q, ZHENG M Y, XU C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 565: 112–117.
- [12] CHI Y Q, ZHOU X H, XU C, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2019, 754: 562–568.
- [13] CHI Y Q, ZHOU X H, QIAO X G, *et al.* Materials and Design[J], 2019, 170: 107705.
- [14] CHI Y Q, XU C, QIAO X G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 789: 416–427.
- [15] 池元清. 基于原位同步辐射和塑性变形模拟的 Mg-Gd-Y(-Zn)-Zr 合金变形行为[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2019.
- CHI Y Q. Deformation Behavior of Mg-Gd-Y(-Zn)-Zr Alloy Studied by In-Situ Synchrotron Diffraction and Plasticity Modeling[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2019.
- [16] XU C, NAKATA T, QIAO X G, *et al.* Scientific Reports[J], 2017, 7, 40846.
- [17] XU C, NAKATA T, QIAO X G, *et al.* Scientific Reports[J], 2017, 7, 43391.
- [18] XU C, NAKATA T, QIAO X G, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 685: 159–167.
- [19] XU C, FAN G H, NAKATA T, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2018, 49(5): 1931–1947.
- [20] 郭鹏. 新型超高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的成分设计及热处理工艺优化[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2018.
- GUO P. Composition Design and Optimization of Heat Treatment Process for Ultrahigh Strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloys[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.
- [21] LIU X B, CHEN R S, HAN E H. Journal of Alloys and Compounds[J], 2008, 65(1/2): 232–238.
- [22] ZHENG L, LIU C M, WAN Y C, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2011, 509(35): 8832–8839.
- [23] YU Z J, XU C, MENG J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2017, 729: 627–637.
- [24] 徐超. 高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的轧制变形与时效行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- XU C. Rolling Deformation and Age Strengthening Behavior of Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- [25] XU C, ZHENG M Y, XU S W, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2012, 547: 93–98.
- [26] XU C, ZHENG M Y, CHI Y Q, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2012, 549: 128–135.
- [27] XU C, XU S W, ZHENG M Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2012, 524: 46–52.
- [28] XU C, ZHENG M Y, XU S W, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2012, 528: 40–44.
- [29] XU C, ZHENG M Y, WU K, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 559: 232–240.
- [30] XU C, ZHENG M Y, WU K, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 559: 364–370.
- [31] XU C, ZHENG M Y, WU K, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 559: 615–622.
- [32] XU C, ZHENG M Y, XU S W, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2013, 559: 844–851.
- [33] XU C, ZHENG M Y, WU K, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2013, 550: 50–56.
- [34] XU C, ZHENG M Y, XU S W, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2015, 643: 137–141.
- [35] YAMADA K, OKUBO Y, SHIONO M, *et al.* Materials Transaction[J], 2006, 47: 1066–1070.
- [36] XU C, PAN J P, NAKATA T, *et al.* Materials Characterization[J], 2017, 124: 40–49.
- [37] HAN X Z, XU W C, SHAN D B. Journal of Alloys and Compounds[J], 2011, 509: 8625–8631.
- [38] 潘吉鹏. 高强 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金锻造变形和组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2013.
- PAN J P. The Forging Behavior of High-Strength Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2013.
- [39] NIE J F, OH-ISHI K, GAO X, *et al.* Acta Materialia[J], 2008, 56(20): 6061–6076.
- [40] WU X L, YANG M X, YUAN F P, *et al.* PNAS[J], 2015, 112: 14501–14505.
- [41] ZHU Y T, WU X L. Materials Research Letters[J], 2019, 7: 393.
- [42] MA Z Y. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2008, 39(3): 642–658.
- [43] YANG Q, XIAO B L, WANG D, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2015, 626: 275–285.
- [44] YANG Q, XIAO B L, WANG D, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2013, 581: 585–589.
- [45] YANG Q, XIAO B L, ZHANG Q, *et al.* Scripta Materialia[J], 2013, 69(11/12): 801–804.
- [46] FIGUEIREDO R B, LANGDON T G. Advanced Engineering Materials[J], 2008, 10(1/2): 37–40.
- [47] ZHILYAEV A P, LANGDON T G. Progress in Materials Science[J], 2008, 53(6): 893–979.
- [48] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, *et al.* Acta Materialia[J],



2018, 151: 260–270.

[49] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, *et al.* Scripta Materialia[J], 2018, 155: 21–25.

[50] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, A738: 238–252.

[51] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 728: 115–123.

[52] SUN W T, QIAO X G, ZHENG M Y, *et al.* Materials and Design[J],

2017, 135: 366–376.

[53] SUN W T, XU C, QIAO X G, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2017, 700: 312–320.

[54] 郑明毅, 徐超, 杜玉洲等. 一种 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系合金大型铸锭及其制备方法; CN102392166B[P]. 2013–04–10.

ZHENG M Y, XU C, DU Y Z, *et al.* A Large Scale Mg-Gd-Y-Zn-Zr Ingot and Its Fabrication Method; CN102392166B[P]. 2013–04–10.

(编辑 费蒙飞)



专栏特约编辑曾小勤



特约撰稿人杜文博



特约撰稿人郑明毅



特约撰稿人潘虎成

**曾小勤:** 男, 1974 年生, 上海交通大学材料学院教授, 国家杰出青年科学基金获得者, 上海镁材料及应用工程中心主任、轻合金精密成型国家工程中心副主任、中国材料研究学会理事/青年工作委员会副主任。主要致力于研究解决镁的氧化燃烧、强韧化等基础科学问题, 基于“多元微合金化阻燃”和“稀土时效析出相强化”的方法, 发展了阻燃镁合金和高强度镁合金并形成技术体系, 并将基础理论研究成果转化到实际应用, 形成了研究特色并取得了明显的经济效益。主持国家自然科学基金重点、科技部支撑计划项目和重点研发计划项目等 50 余项。累计发表 SCIE 收录论文 200 余篇, 参与撰写镁合金专著 2 本(《镁基轻质合金理论基础及其应用》、《镁合金科学与技

术》), 申请镁合金相关国家发明专利 80 项和美国发明专利 1 项。参与制订了 2 项国家标准。曾获国家科技进步二等奖 1 项、教育部技术发明二等奖 1 项和上海市技术发明一等奖等奖励 2 次, 入选教育部“新世纪人才”和上海市“曙光学学者”、“科技启明星”计划。2011 年曾获得德国 Helmholtz-Zentrum Geesthacht 颁发的镁研究奖(Magnesium Research Award 2011)。

**杜文博:** 男, 1964 年生, 北京工业大学材料学院教授、博士生导师, 九三学社北京市教育委员会委员。2000 年获得东京大学工学博士学位, 2004 年 4 月作为北京市特聘教授引进到北京工业大学。长期从事高性能镁合金材料制备加工、组织控制及性能研究, 主持完成了科技部国家重点研发计划项目、国家“973”计划项目、国家

“十一五”/“十二五”科技支撑计划项目、国家自然科学基金项目、北京市自然科学基金项目等课题, 在高强韧镁合金设计与组织控制、碳材料增强镁基复合材料、生物医用镁合金等方面取得多项研究成果, 发表论文 130 余篇, 授权国内发明专利 30 余项。兼任中国材料研究学会镁合金分会副理事长、中国有色金属协会新能源材料发展工作委员会副主任委员、北京市石墨及应用工程技术中心学术委员会主任、北京市生态环境材料及其评价工程技术中心技术委员会委员等职务, 担任国家科技奖励评审专家、科技部国家重点研发计划项目评审专家等, 是《Journal of Magnesium and Alloys》、《材料研究学报》等学术期刊编委。

**郑明毅:** 男, 1969 年生, 哈尔滨工业大学材

料学院教授、博士生导师。1999 年获哈尔滨工业大学材料学博士学位, 1997~1998 年到东京工业大学进行“镁基复合材料”博士课题研究, 2001~2003 年在日本长冈技术科学大学进行“高性能镁合金”博士后课题研究。2008 年入选教育部新世纪优秀人才支持计划。主要从事高性能镁合金及其复合材料、块体纳米金属材料研究。主持 7 项国家自然科学基金项目、多项科技部科技支撑计划项目子课题、“973”计划项目子课题、国家重点研发计划项目子课题、与美国波音公司、宝钢和华为等企业合作科研项目、以及中德科研合作项目等。发表 SCI 收录论文 200 余篇, SCI 他引 5000 余次(H 因子 41)。获镁合金领域相关专利授权 10 余项。获黑龙江省自然科学二等奖、黑龙江省优

秀硕士论文指导教师奖以及多项国际会议优秀论文奖。多次担任镁合金相关国际会议学术委员会委员, 多次在镁合金相关国际会议作特邀报告。任《Materials Science and Engineering A》、《Journal of Iron and Steel Research International》等多个国际期刊编委。

**潘虎成:** 男, 1988 年生, 东北大学副教授、硕士生导师。2013 年在重庆大学获工学博士学位, 2014~2016 年在东北大学从事博士后研究, 2017 年被聘为副教授。兼任中国材料研究学会镁合金分会青年常务委员, 中国生物材料学会医用金属材料分会青年委员。近年来先后主持国家自然科学基金联合重点基金项目(子课题)1 项、国家自然科学基金面上项目 1 项、国家自然科学基金青年项目 1 项、教育部中央高校基本科研业务费项目 2 项、中国博士后面基金项目 1 项等。在《Acta Materialia》、《Physical Review Letters》等期刊上发表 SCI 论文 40 余篇, 已申请 10 余项中国发明专利。