

# 热处理对 $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$ 合金 组织与力学性能的影响

Effect of heat treatment on microstructure and  
mechanical properties of  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy

甄 睿<sup>1,2</sup>, 方信贤<sup>1,2</sup>, 皮锦红<sup>1,2</sup>, 许恒源<sup>1</sup>, 吴 震<sup>1</sup>

(1 南京工程学院 材料科学与工程学院, 南京 211167;

2 江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 南京 211167)

ZHEN Rui<sup>1,2</sup>, FANG Xin-xian<sup>1,2</sup>, PI Jin-hong<sup>1,2</sup>,

XU Heng-yuan<sup>1</sup>, WU Zhen<sup>1</sup>

(1 School of Materials Science and Engineering, Nanjing Institute

of Technology, Nanjing 211167, China; 2 Jiangsu Key Laboratory

of Advanced Structural Materials and Application

Technology, Nanjing 211167, China)

**摘要:** 采用 OM, SEM, TEM 和电子万能试验机系统地研究了  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金在铸态、退火态、挤压态和挤压后直接时效(T5)的组织演化和力学性能。结果表明,合金的铸态组织由  $\alpha\text{-Mg}$ 、共晶形貌的  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相和层片状的 14H-LPSO 相组成。在 510 °C 均匀化退火过程中,发生了  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  转化成块状 14H-LPSO 的相变。根据生成相的形貌和发生反应的热力学条件得知其为包析转变,即  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd} + \alpha\text{-Mg} \rightarrow 14\text{H-LPSO}$ 。挤压后直接时效(T5)处理过程中,发生了晶内 14H-LPSO 相和  $\beta'$  相的沉淀析出。在 14H-LPSO 强韧化与沉淀强化的共同作用下,合金的屈服强度和抗拉强度分别为 216 MPa 和 361 MPa,伸长率也保持在较好的水平,为 6.9%。

**关键词:** 镁合金;长周期结构;热挤压;时效处理;相变

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2019.000716

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2020)09-0132-06

**Abstract:** A ternary alloy strengthened by the phase with long period stacking ordered (LPSO) structure with composition of  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  (atom fraction/%) was prepared by conventional permanent mold casting. The microstructure evolution and mechanical properties in as-cast, as-annealed, as-extruded and extruded-T5 alloy were systematically investigated by OM, SEM, TEM and electronic universal testing machine. The results show that the as-cast microstructure of the alloy consists of the  $\alpha\text{-Mg}$  matrix,  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  eutectic and lamellar 14H-LPSO phase. Annealing at 510 °C results in the transformation of  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  into the block-shaped 14H-LPSO phase. According to the distribution and morphology of the 14H-LPSO phase observed in the microstructure after annealing, the peritectoid transformation  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd} + \alpha\text{-Mg} \rightarrow 14\text{H-LPSO}$  possibly occurs during annealing. The lamellar 14H-LPSO and  $\beta'$  precipitates have also been observed in the alloy during extruded-T5 treatment. Under the combined action of 14H-LPSO toughening and precipitation strengthening, the aged sample shows the best tensile properties at room temperature: ultimate tensile strength of 361 MPa, yield strength of 216 MPa and elongation of 6.9%.

**Key words:** magnesium alloy; long period stacking ordered structures (LPSO); hot extrusion; aging treatment; phase transformation

21 世纪初,具有长周期结构的稀土镁合金(Mg-RE-X)以其杰出的综合力学性能引起了学术界的高度关注。十多年来,国内外材料学界对 Mg-RE-X 合金

开展了大量的研究并取得了一系列重要进展,但由于一些重要的科学问题尚未解决,长周期结构增强稀土镁合金至今还未步入实用化的进程。

$\text{Mg-Gd-Zn}$  合金系中由于 14H 型长周期相的强化作用使其具有优异的力学性能<sup>[1-4]</sup>, 从而成为长周期结构增强稀土镁合金中最具开发前景的合金系之一。 $\text{Mg-Gd-Zn}$  合金系中的 14H-LPSO 相有两种常见的形貌<sup>[3]</sup>, 一种是分布在  $\alpha\text{-Mg}$  基体上的晶内层片状相, 另一种是沿晶界分布的块状相。近期的研究表明, 14H-LPSO 相的形貌对合金的力学性能有显著的影响, 然而研究结果尚未达到共识。Xu 等<sup>[5]</sup> 的研究结果表明, 晶内层片状的 14H-LPSO 相能提高  $\text{Mg-Gd-Y-Zn-Zr}$  合金的屈服强度, 而晶界处的块状 14H-LPSO 相使合金的抗拉强度降低, 塑性变差。Lu 等<sup>[6]</sup> 的研究认为块状 14H-LPSO 相更有利于  $\text{Mg-Zn-Y}$  合金的强度, 而基体中析出的层状 14H-LPSO 相降低了合金的伸长率。Wu 等<sup>[3]</sup> 对  $\text{Mg-10Gd-1Zn-0.5Zr}$  合金的研究结果表明, 在固溶处理条件下, 沿晶界分布的块状 14H-LPSO 相对力学性能影响不大, 而基体中层片状的 14H-LPSO 相则降低了塑性。在峰时效处理条件下, 14H-LPSO 相与主要强化相  $\beta'$  的相互作用对合金的力学性能有很大影响。

此外, 目前关于  $\text{Mg-Gd-Zn}$  合金中 14H-LPSO 相的形成与转变的研究结果并不统一。一类观点认为<sup>[7-9]</sup>, 结构为 14H 的长周期结构相在  $\text{Mg-Gd-Zn}$  合金的铸态组织中很少出现, 但经高温退火后, 14H-LPSO 相会从基体  $\alpha\text{-Mg}$  过饱和固溶体中析出。认为合金在凝固时形成 18R, 热处理时形成 14H<sup>[10]</sup>。另一类研究表明, 在  $\text{Mg-Gd-Zn}$  合金的铸态组织中也可以形成细层片状的 14H-LPSO 相<sup>[11-14]</sup>, 且合金成分可以在一定范围内变化。还有研究认为, 晶内层片状的 14H-LPSO 相通常是从  $\alpha\text{-Mg}$  的过饱和固溶体中沉淀析出, 而块状 14H-LPSO 相则是通过初生金属间化合物  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  的分解而形成<sup>[11, 15-16]</sup>。Wen 等<sup>[17]</sup> 近期的研究显示, 随着固溶处理时间的延长, 晶内层片状的 14H-LPSO 相会转变为块状 14H-LPSO 相。因此,  $\text{Mg-Gd-Zn}$  合金在热加工过程中长周期结构相的演变和转化机理尚未得到充分理解和统一的认识, 关于块状 14H-LPSO 相形成的相变类型鲜见报道。

本工作以传统铸造工艺制备了长周期相增强  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  三元合金, 并采用 OM, SEM, TEM 等手段对合金中的长周期相在铸态、退火态、挤压态和时效态的形成与转变以及室温力学性能做了系统的研究。揭示了三元  $\text{Mg-Gd-Zn}$  铸态合金试样在退火过程中发生的  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  向块状 14H-LPSO 相的转变是一种合成型的包析相变。

## 1 实验材料与方法

采用工业纯度为 99.9% 的纯  $\text{Mg}$ ,  $\text{Gd}$  和  $\text{Zn}$  锭制备了  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  三元合金, 熔炼前原料均经过干燥处理。合金的熔炼在井式坩埚炉中进行, 熔炼过程采用流量比为 1:100 的  $\text{SF}_6 + \text{CO}_2$  混合气体对液态合金进行保护。铸锭浇注温度为 720  $^{\circ}\text{C}$ , 浇注前将金属模预热至 200  $^{\circ}\text{C}$ , 铸锭直径为 60 mm。为了弥补熔炼时合金元素的损耗, 配料时对各元素均增加一定比例的加入量。采用等离子耦合光谱(ICP)方法分析了所得合金的实际化学成分(原子分数/%):  $\text{Gd}$  1.88,  $\text{Zn}$  0.65,  $\text{Mg}$  余量, 测得的实际成分与设计成分基本一致。铸锭经 510  $^{\circ}\text{C}$  均匀化退火 12 h 后在 350 吨的立式挤压机上挤压成直径为 20 mm 的圆棒, 挤压比为 9:1, 挤压温度为 430  $^{\circ}\text{C}$ 。挤压态合金在 DHG-9036A 型精密干燥箱中进行 200  $^{\circ}\text{C} \times 36$  h 的时效处理(T5)。

合金的显微组织采用 Olympus BHM 光学金相显微镜(OM)和 Sirion200 场发射扫描电子显微镜(SEM)进行观察。采用 D8 DISCOVER 型 X 射线衍射仪和选区电子衍射(SAED)方法鉴别合金中的组成相。沉淀析出相的形貌采用 FEI Tecnai G2 F20 S-TWIN 型透射电子显微镜(TEM)分析观察。合金的室温拉伸性能在 CMT-5105 型电子万能试验机上进行, 拉伸速率为 2 mm/min。

## 2 结果与分析

### 2.1 铸态和退火态的显微组织

图 1 为  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金铸态和退火态合金的 XRD 结果。可以看出, 合金铸态主要由  $\alpha\text{-Mg}$  基体和  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  中间相组成。均匀化退火后合金中仍检测到  $\alpha\text{-Mg}$  相和  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相的衍射峰, 如图 1 所示。但与铸态相比, 退火后  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相的衍射

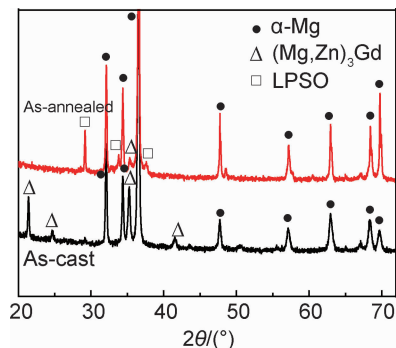


图 1  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金的 XRD 图谱

Fig. 1 XRD patterns of the  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy

峰峰强相对减弱。此外,由于目前的 PDF 卡片中还没有 14H-LPSO 相的数据,本文根据相关文献[17-20]并结合实验结果将图 1 中所标的“□”峰处推测为 14H-LPSO 相的衍射峰。

图 2(a)是合金的铸态光学金相组织。从图中可以看出,合金由  $\alpha$ -Mg 基体和黑色衬度呈网状分布的中间相组成。根据上述 XRD 图谱,可知该中间相是  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$ 。此外,在  $\alpha$ -Mg 基体上还有些衬度比

$(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相稍浅(灰色)的细层片相。用 SEM 对试样进行的高倍观察显示,合金由  $\alpha$ -Mg 基体、呈白亮色的网状共晶组织形貌的  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相和灰色的细层片相组成,如图 2(b)所示。图 2(c)是合金铸态组织中细层片相的 TEM 像和相应的 SAED 花样,  $(0001)_a$  和  $(0002)_a$  间有 14 个等间距的超结构衍射斑点排在等高线上,表明这是 14H 型 LPSO 相。故将图 2(a),(b)中的细层片相标为 14H-LPSO。

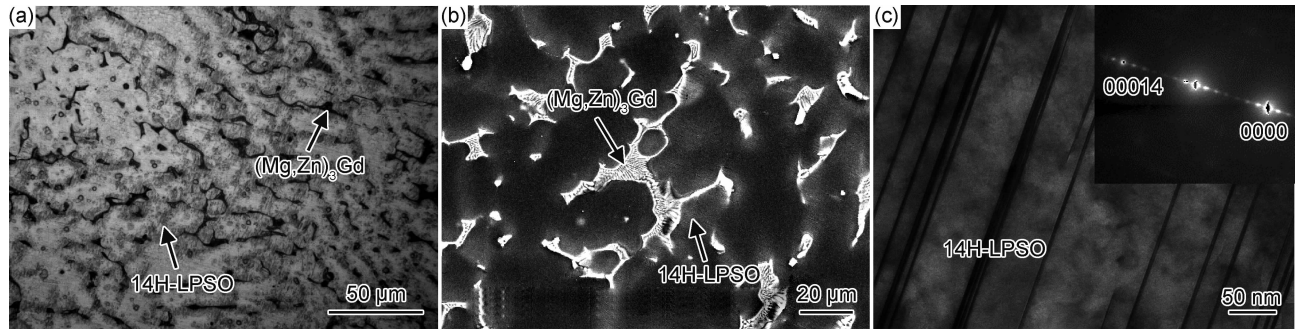


图 2  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金铸态的显微组织

(a)OM 像;(b)SEM 像;(c)TEM 像及细层片相的衍射斑点

Fig. 2 Microstructures of the as-cast  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy

(a)OM image;(b)SEM image;(c)TEM image and the corresponding SAED pattern of the lamellar phase

合金均匀化退火后在光学显微镜下观察到的金相组织如图 3(a)所示。可以看出,合金在退火后的组织相比于铸态组织(图 2(a)),黑色衬度成网状分布的  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相的体积分数减少,同时在  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相周围形成了一种灰色衬度的不规则块状相。图 3(b)是合金退火组织的 SEM 图。由图可见,合金铸态 SEM 照片(图 2(b))中呈白亮色的  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相被灰色衬度的不规则块状相包围。表明

在退火过程中,合金中的  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  相发生固态相变转变成了一种新的块状相,这与 XRD 分析的结果一致。图 3(c)是合金退火态组织中块状相的 TEM 像和相应的 SAED 花样。由其电子衍射花样可见,  $(0001)_a$  和  $(0002)_a$  间同样有 14 个等间距的超结构衍射斑点。因此,该块状相与合金中的层片相一样,都是 14H-LPSO 结构相,这与文献[16]报道的一致。

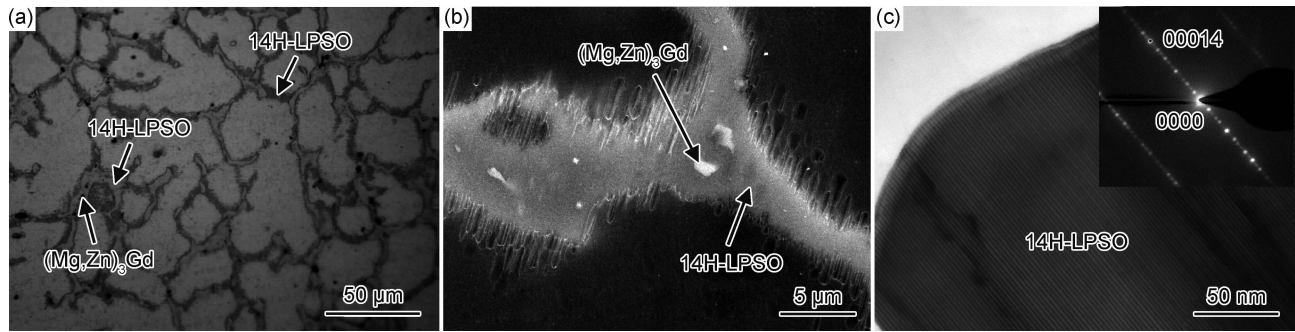


图 3  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金退火态的显微组织

(a)OM 图;(b)SEM 图;(c)TEM 像及块状相的衍射斑点

Fig. 3 Microstructures of the as-annealed  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy

(a)OM image;(b)SEM image;(c)TEM image and the corresponding SAED pattern of the block-shaped phase

关于  $(\text{Mg,Zn})_3\text{Gd}$  转化为块状 14H-LPSO 的相变,本工作的分析如下:

(1)因为转变是在固态下完成的,所以是属于固态相变。

(2)  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  和 14H-LPSO 的成分不同, 因此不可能是同素异构转变或无扩散相变(切变相变)。

(3) Zhu 等<sup>[18]</sup> 认为 14H-LPSO 的化学式是  $\text{Mg}_{12}\text{RE}_1\text{Zn}_1$ , 而  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  中合金 Gd 和 Zn 元素含量高于 14H-LPSO 和  $\alpha\text{-Mg}$  基体, 所以反应不可能是分解型(共析), 可能的类型是包析转变, 即  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd} + \alpha\text{-Mg} \rightarrow 14\text{H-LPSO}$ 。

(4) 从显微组织看, 本工作中  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  向 14H-LPSO 相的转变符合包析反应的特征。包析反应

的组织特征是形成的新相会依附在一种母相上形核长大并将其包围, 使得两种母相分隔开来。在本工作中, 合金的退火组织中残留的  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相被生成的 14H-LPSO 相包围, 并不和  $\alpha\text{-Mg}$  基体相连, 见图 3(b)。

根据以上分析并结合退火态合金的显微组织, 绘制了  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd} + \alpha\text{-Mg} \rightarrow 14\text{H-LPSO}$  包析转变的示意图, 如图 4 所示。14H-LPSO 相依附在  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相上形核成长, 并把  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相包围起来, 将  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相和  $\alpha\text{-Mg}$  基体分隔开。

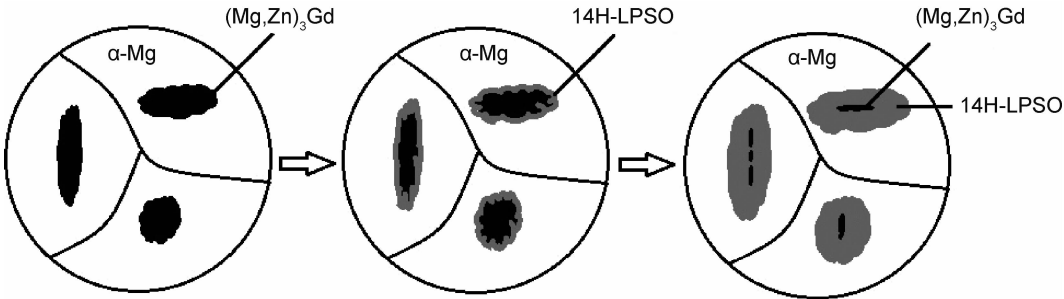


图 4 包析转变示意图  
Fig. 4 Schematic illustration of peritectoid transformation

2.2 挤压态和时效态的显微组织

图 5 是合金挤压态组织的 SEM 像。可以看出, 挤压前在显微组织中呈网状分布的块状 14H-LPSO 相被拉长, 呈带状沿挤压方向分布, 残留的  $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$  相呈颗粒状沿挤压方向分布。此外, 挤压态试样的基体中还存在大量的晶内层片状 14H-LPSO 相, 分布在带状分布的 14H-LPSO 相之间。

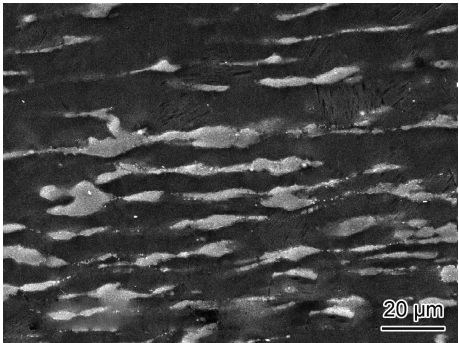


图 5  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金挤压态的 SEM 图

为“ $\alpha\text{-Mg}' \rightarrow \alpha\text{-Mg} + 14\text{H}$ ”。图 6(b)所示为合金 T5 态析出相的 TEM 照片。可以看出, 合金经 T5 处理后试样中析出了许多细小的椭球状  $\beta'$  相。

2.3 力学性能

合金不同状态下的室温拉伸性能测试结果如表 1 所示。可以看到, 合金在铸态时的屈服强度、抗拉强度和伸长率都比较低, 分别为 131, 172 MPa 和 2.3%。合金经均匀化退火后的强度和塑性与铸态接近。表明合金在退火后形成的块状 14H-LPSO 相对合金的强化效果不明显。这是因为铸态和退火态合金的组织中存在缩松、气孔、夹杂等铸造缺陷对合金的力学性能影响较大, 从而导致第二相对合金的强化效果不明显, 因此合金的力学性能较差。此外, Hagihara 等<sup>[21-22]</sup> 对  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  合金研究发现, 18R-LPSO 相的性能存在明显的各向异性, 当 18R-LPSO 相经过挤压变形后呈条状沿挤压方向排列, 且合金受力方向平行于挤压方向时, 18R-LPSO 相的强化作用更加显著。这可能也是影响本工作中块状 14H-LPSO 相在退火态  $\alpha\text{-Mg}$  基体中作为第二相的强化效果不明显的原因之一。合金经热挤压后力学性能有了很大的提高, 屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 178, 327 MPa 和 7.52%。这与一般合金热加工后所呈现的力学性能变化规律相同。热挤压能消除铸态金属中大量的缩松、气孔等缺陷, 使合金组织变得致密, 块状 14H-LPSO 相呈条带状沿挤压方向排列, 第二相对合金的强化作用增大。图 7 是

图 6(a)是合金 T5 处理峰时效试样的 SEM 像。对比合金挤压态的显微组织发现, 合金经 T5 处理后, 晶内层片状 14H-LPSO 相的体积分数增加, 这说明时效过程中有 14H-LPSO 相沉淀析出。即晶内 14H-LPSO 相是从基体  $\alpha\text{-Mg}$  过饱和固溶体中析出独立形核并长大的, 是沉淀相变的结果, 其形成反应式可表示

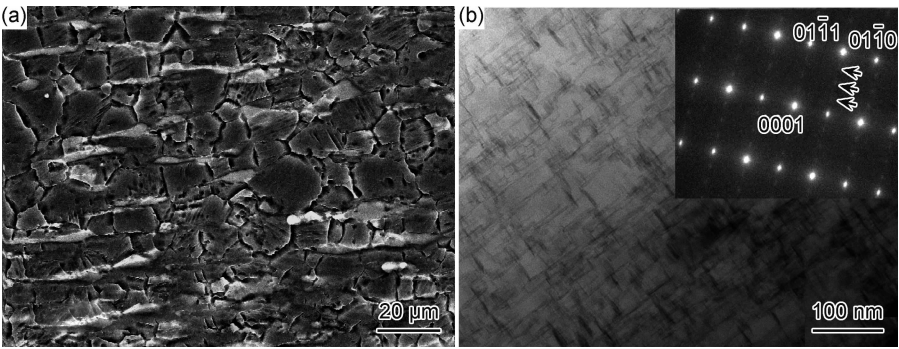


图 6  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金 T5 态的显微组织

(a)SEM 图;(b)TEM 图及  $\beta'$  相的衍射斑点

Fig. 6 Microstructures of the peak-aged extruded-T5  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy

(a)SEM image;(b)TEM image and the corresponding SAED pattern of  $\beta'$  phase

挤压态合金拉伸试样中 14H-LPSO 相的 TEM 像。从图中可以看到,经拉伸后,由  $(\text{Mg},\text{Zn})_3\text{Gd}$  相转变得到的块状 14H-LPSO 相(图 7(a))和晶内 14H-LPSO 相(图 7(b))的层片均发生了严重扭曲。说明在拉伸变形过程中,合金中的 14H-LPSO 相与位错发生了强烈的交互作用。通过 14H-LPSO 相的扭曲,既可以协调

变形从而改善合金的塑性,还可以强化合金。

合金的直接时效析出强化效果较好,屈服强度和抗拉强度较挤压态有不同程度的提高,分别为 216 MPa 和 361 MPa,伸长率(6.9%)也保持在较好的水平。研究表明<sup>[23-24]</sup>,14H-LPSO 相通常为尺寸较小的层片状相,在  $\alpha\text{-Mg}$  晶粒内均匀地平行排列,且与  $\alpha\text{-Mg}$  在基面上共格,使它在变形时能够起较好的协调作用。一方面可以促进其进一步变形,另一方面产生很强的应力场,起到强韧化合金的作用。 $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金经过 T5 处理后,晶内层片状 14H-LPSO 相的体积分数增加,从而更好地对合金起到强韧化效果。同时,基体中还析出了大量细小弥散分布的  $\beta'$  相,使得合金的强度明显提高,表现出明显的沉淀强化效果。

表 1  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金的室温拉伸性能

Table 1 Tensile properties of  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  alloy at room temperature

State	UTS/MPa	YS/MPa	Elongation/%
As-cast	172	131	2.30
As-annealed	176	138	3.10
As-extruded	327	178	7.52
Extruded-T5	361	216	6.90

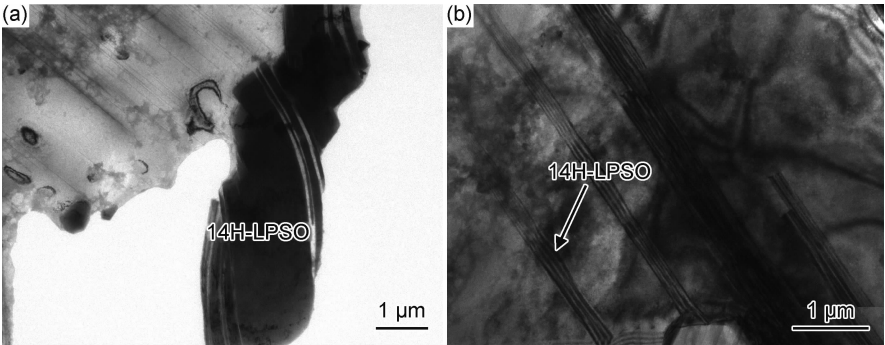


图 7 挤压态合金拉伸试样中 14H-LPSO 相的 TEM 照片 (a)块状相;(b)细层片相

Fig. 7 TEM micrographs of 14H-LPSO phase in the extruded alloy after tensile test (a)block-shaped phase;(b)lamellar phase

3 结论

(1)  $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$  合金的铸态组织由  $\alpha\text{-Mg}$ 、 $(\text{Mg},\text{Zn})_3\text{Gd}$  和晶内层片状 14H-LPSO 相组成,  $(\text{Mg},\text{Zn})_3\text{Gd}$  相呈现典型的网状共晶形貌。

(2) 铸态合金在 510  $^{\circ}\text{C}$  均匀化退火过程中,发生了

$(\text{Mg},\text{Zn})_3\text{Gd}$  转化成块状 14H-LPSO 的相变。根据生成相的形貌和发生反应的热力学条件推测其为包析转变,即  $(\text{Mg},\text{Zn})_3\text{Gd} + \alpha\text{-Mg} \rightarrow 14\text{H-LPSO}$ 。

(3) 挤压后直接时效(T5)处理过程中,发生了晶内 14H-LPSO 相和  $\beta'$  相的沉淀(析出),在 14H-LPSO 强韧化与沉淀强化的共同作用下,合金的屈服强度和

抗拉强度分别为 216 MPa 和 361 MPa, 伸长率 (6.9%) 也保持在较好的水平。

### 参考文献

- [1] LI J C, HE Z L, FUN P H, et al. Heat treatment and mechanical properties of a high-strength cast Mg-Gd-Zn alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651:745-752.
- [2] RONG W, ZHANG Y, WU Y, et al. Fabrication of high-strength Mg-Gd-Zn-Zr alloys *via* differential-thermal extrusion [J]. Materials Characterization, 2017, 131:380-387.
- [3] WU X, PAN F, CHENG R, et al. Effect of morphology of long period stacking ordered phase on mechanical properties of Mg-10Gd-1Zn-0.5Zr magnesium alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 726:64-68.
- [4] RONG W, ZHANG Y, WU Y J, et al. The role of bimodal-grained structure in strengthening tensile strength and decreasing yield asymmetry of Mg-Gd-Zn-Zr alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 740/741:262-273.
- [5] XU C, ZHENG M Y, WU K, et al. Effect of ageing treatment on the precipitation behaviour of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 550:50-56.
- [6] LU R P, WANG J F, CHEN Y L, et al. Effects of heat treatment on the morphology of long-period stacking ordered phase, the corresponding damping capacities and mechanical properties of Mg-Zn-Y alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 639:541-546.
- [7] AMIYA K, OHSUNA T, INOUE A. Long-period hexagonal structures in melt-spun  $\text{Mg}_{97}\text{Ln}_2\text{Zn}_1$  (Ln = lanthanide metal) alloys [J]. Materials Transactions, 2003, 44(10):2151-2156.
- [8] YAMASAKI M, ANAN T, YOSHIMOTO S, et al. Mechanical properties of warm-extruded Mg-Zn-Gd alloy with coherent 14H long periodic stacking ordered structure precipitate [J]. Scripta Materialia, 2005, 53(7):799-803.
- [9] YAMASAKI M, SASAKI M, NISHIJIMA M, et al. Formation of 14H long period stacking ordered structure and profuse stacking faults in Mg-Zn-Gd alloys during isothermal aging at high temperature [J]. Acta Materialia, 2007, 55(20):6798-6805.
- [10] WU X, PAN F S, CHENG R J, et al. Formation of long period stacking ordered phases in Mg-10Gd-1Zn-0.5Zr (wt. %) alloy [J]. Materials Characterization, 2019, 147:50-56.
- [11] WU Y J, LIN D L, ZENG X Q, et al. Formation of a lamellar 14H-type long period stacking ordered structure in an as-cast Mg-Gd-Zn-Zr alloy [J]. Journal of Materials Science, 2009, 44(6):1607-1612.
- [12] ZHEN R, SUN Y, XUE F, et al. Effect of heat treatment on the microstructures and mechanical properties of the extruded Mg-11Gd-1Zn alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 550:273-278.
- [13] 孟蛟, 薛烽, 孙晶晶, 等. Zn 含量双 Mg-Gd-Zn 合金显微组织与力学性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(10):2429-2434.
- MENG J, XUE F, SUN J J, et al. Effects of Zn addition on the microstructure and mechanical properties of Mg-Gd-Zn alloys [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(10):2429-2434.
- [14] ZHAO Q, WU Y, RONG W, et al. Effect of applied pressure on microstructures of squeeze cast Mg-15Gd-1Zn-0.4Zr alloy [J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2018, 6:197-204.
- [15] KAWAMURA Y, YAMASAKI M. Formation and mechanical properties of  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{RE}_2$  alloys with long-period stacking ordered structure [J]. Materials Transactions, 2007, 48(11):2986-2992.
- [16] WU Y J, ZENG X Q, LIN D L, et al. The microstructure evolution with lamellar 14H-type LPSO structure in an  $\text{Mg}_{96.5}\text{Gd}_{2.5}\text{Zn}_1$  alloy during solid solution heat treatment at 773K [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477(1/2):193-197.
- [17] WEN K, LIU K, WANG Z, et al. Effect of pre-solution treatment on mechanical properties of as-extruded  $\text{Mg}_{96.9}\text{Zn}_{0.43}\text{Gd}_{2.48}\text{Zr}_{0.15}$  alloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 674:33-39.
- [18] SAADATIA M, KHOSROSHAHIA R A, EBRAHIMIB G, et al. Formation of precipitates in parallel arrays on LPSO structures during hot deformation of GZ41K magnesium alloy [J]. Materials Characterization, 2017, 131:234-243.
- [19] LI Y, XIAO W, WANG F, et al. The roles of long period stacking ordered structure and Zn solute in the hot deformation behavior of Mg-Gd-Zn alloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 745:33-43.
- [20] ZHU Y M, MORTON A J, NIE J F. The 18R and 14H long-period stacking ordered structures in Mg-Y-Zn alloys [J]. Acta Materialia, 2010, 58(8):2936-2947.
- [21] HAGIHARA K, YOKOTANI N, UMAKOSHI Y. Plastic deformation behavior of Mg12YZn with 18R long-period stacking ordered structure [J]. Intermetallics, 2010, 18(2):267-276.
- [22] HAGIHARA K, KINOSHITA A, SUGINO Y, et al. Effect of long-period stacking ordered phase on mechanical properties of  $\text{Mg}_{97}\text{Zn}_1\text{Y}_2$  extruded alloy [J]. Acta Materialia, 2010, 58(19):6282-6293.
- [23] ZHANG S, LIU W, GU X, et al. Effect of solid solution and aging treatments on the microstructures evolution and mechanical properties of Mg-14Gd-3Y-1.8Zn-0.5Zr alloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 557:91-97.
- [24] WANG J, SONG P, HUANG S, et al. Effects of heat treatment on the morphology of long-period stacking ordered phase and the corresponding mechanical properties of Mg-9Gd-xEr-1.6Zn-0.6Zr magnesium alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 563:36-45.

基金项目:江苏省大学生创新创业训练计划项目(201911276034Y);南京工程学院科研基金(ZKJ201604)

收稿日期:2019-07-31;修订日期:2020-06-10

通讯作者:甄睿(1978—),女,副教授,博士,主要研究方向为高性能镁合金的组织与性能,联系地址:南京工程学院材料科学与工程学院(211167),E-mail:zhenr@njit.edu.cn

(本文责编:齐书涵)