

Mg-Zn-Gd 合金析出相和力学性能的研究进展

郭会珍 曹富荣
(东北大学材料科学与工程学院)

摘 要 镁合金由于屈服强度和硬度等力学性能相对较低,限制了其作为结构件的应用范围。对稀土镁合金的熔炼、铸造、热处理、塑性加工等进行了大量研究,通过调控合金中第二相种类、形态与分布,逐步建立合金成分、工艺参数、组织性能的相互关系。主要论述了 Mg-Zn-Gd 合金第二相的特征及其析出规律,总结了镁合金成分和加工工艺对其力学性能的影响,并对 Mg-Zn-Gd 合金的研究方向进行了展望。

关键词 力学性能;第二相;合金成分;加工方法;Mg-Zn-Gd 合金

中图分类号 TG146.22 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.12.002

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Progress in Precipitated Phases and Mechanical Properties of
Mg-Zn-Gd Alloy
(School of Materials Science and Engineering, Northeastern University)

Abstract: The application of magnesium alloy as a structural member has been restricted due to its poor mechanical properties such as yield strength and hardness. A lot of results of rare earth(RE) magnesium alloys were presented on the smelting, casting, heat treatment, plastic processing etc. By adjustment of the type, shape and distribution of the second phase in the alloy, the relationship between alloy composition-process parameters-structure and properties was gradually established. The characteristics and precipitation law of the second phases in Mg-Zn-Gd alloys were expounded, and the influence of alloy composition and processing technology on the mechanical properties of the present alloy was reviewed. Finally, the problems that need to be concerned in the Mg-Zn-Gd alloys were put forward.

Key Words: Mechanical Properties, Second Phase, Alloy Composition, Processing Methods, Mg-Zn-Gd Alloy

镁合金具有比强度高、密度低、阻尼减震性好、导热性好、机加工性能优良、尺寸稳定性好、易回收等特点,在航空航天、电子通讯等领域具有广阔的发展前景。但由于镁室温下晶体结构只有 2 个独立的滑移系,难以满足变形协调性的要求,所以多数镁合金的塑性差、强度低,应用范围受到限制。合金成分、组织结构、晶粒尺寸和织构是影响镁合金力学性能的重要因素。因此,对镁合金成分、组织结构设计和织构调控等方面展开研究以改善其力学性能十分重要。

近几年,研究者对增强 Mg-Zn-Gd 合金的关注点放在第二相的析出特点和织构演变。ZHAO L Y 等^[1]研究了冷轧 Mg-Zn-Gd 合金静态再结晶退火过程中,定向形核引起的不寻常的织构转变。ABBASI Z 等^[2]研究

了新型 Mg-Zn-Gd-Y-Nd 合金织构演化及再结晶。GU X F 等^[3]探索了 Mg-Zn-Gd 合金中 14H 型长周期堆垛有序(LPSO)结构生长过程中的应变自溶。

根据 Mg-Zn 和 Mg-Gd 二元合金相图,常见的 Mg-Zn 相有 Mg₇Zn₃(或 Mg₅₁Zn₂₀)、MgZn(或 Mg₁₂Zn₁₃)、Mg₂Zn₃(或 Mg₄Zn₇)、MgZn₂和 Mg₂Zn₁₁,Mg-Gd 相有 Mg₅Gd、Mg₃Gd、Mg₂Gd、MgGd,然而关于 Mg-Zn-Gd 的三元合金相图暂时没有统一的说法。通过大量研究发现,常见的 Mg-Zn-Gd 三元二次相是 X 相(Mg₁₂ZnGd)、I 相(Mg₃Zn₆Gd)和 W 相(Mg₃Zn₃Gd₂)。这 3 种第二相的结构、形貌及分布对力学性能的影响各不相同,故本课题主要论述 X、I、W 等第二相的特征和析出规律,以及合金成分和加工工艺对镁合金力学性能的影响,以

了新型 Mg-Zn-Gd-Y-Nd 合金织构演化及再结晶。GU X F 等^[3]探索了 Mg-Zn-Gd 合金中 14H 型长周期堆垛有序(LPSO)结构生长过程中的应变自溶。

根据 Mg-Zn 和 Mg-Gd 二元合金相图,常见的 Mg-Zn 相有 Mg₇Zn₃(或 Mg₅₁Zn₂₀)、MgZn(或 Mg₁₂Zn₁₃)、Mg₂Zn₃(或 Mg₄Zn₇)、MgZn₂和 Mg₂Zn₁₁,Mg-Gd 相有 Mg₅Gd、Mg₃Gd、Mg₂Gd、MgGd,然而关于 Mg-Zn-Gd 的三元合金相图暂时没有统一的说法。通过大量研究发现,常见的 Mg-Zn-Gd 三元二次相是 X 相(Mg₁₂ZnGd)、I 相(Mg₃Zn₆Gd)和 W 相(Mg₃Zn₃Gd₂)。这 3 种第二相的结构、形貌及分布对力学性能的影响各不相同,故本课题主要论述 X、I、W 等第二相的特征和析出规律,以及合金成分和加工工艺对镁合金力学性能的影响,以

收稿日期:2021-04-07;修改稿收到日期:2021-06-15
基金项目:国家自然科学基金资助项目(51334006)
第一作者简介:郭会珍,女,1997 年出生,硕士研究生,沈阳(110819),E-mail:991698352@qq.com
通信作者:曹富荣,男,1964 年出生,研究员,沈阳(110819),E-mail:cfr-lff@163.com
引用格式:郭会珍,曹富荣. Mg-Zn-Gd 合金析出相和力学性能的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(12):1 458-1 462.
GUO H X, CAO F R. Research progress in precipitated phases and mechanical properties of Mg-Zn-Gd alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(12):1 458-1 462.

期为镁合金成分设计提供参考。

1 第二相特征

1.1 Mg-Zn-Gd 合金组织中 X 相 ($\text{Mg}_{12}\text{ZnGd}$)

研究发现,在 Mg-RE(稀土 RE 为 Y、Gd、Tb、Dy、Ho、Er、Tm) 镁合金中加入一定量的 Zn、Cu、Ni 元素,会形成 LPSO 结构的 X 相^[4]。Mg-RE-Zn(Cu 或 Ni) 合金系因合金成分、凝固条件、热处理及变形工艺不同,LPSO 结构类型也不同。目前在镁合金中已发现了 6H、10H、14H、18R 及 24R 等类型的 LPSO 结构,常见的是 14H 型。目前,Mg-RE-Zn(Cu) 合金中的 14H-LPSO 结构存在 5 种不同堆垛序列^[5~9]。DING W J 等^[9]研究 14H-LPSO 时发现,LPSO 结构的堆垛序列不同是因为 Gd 和 Zn 原子在 14H-LPSO 结构中并非均匀分布,而是周期性地富集在其中的某几个原子层中,14H-LPSO 结构不仅是一种堆垛有序结构,还是一种成分有序结构。所以,当在某些平行于基体平面的晶面上形成堆垛缺陷时,这种堆垛序列就会发生改变。

Mg-Zn-Gd 合金系中的 14H-LPSO 有两种常见的形貌,一种是分布在基体上的晶内层片状相,另一种是沿晶界分布的块状相,但 X 相一般表征为细层状或针状。LPSO 结构的厚度为单个单元晶胞高度,是一类具有极大轴比的结构,且与镁基体紧密结合,可有效地延缓基体滑移,使合金强度显著增加,表现出优异的力学性能。YAMASAKI M 等^[10]发现热挤压 Mg-2.3Zn-14Gd(质量分数,下同)合金在 623 K 时效过程中可析出 14H-LPSO 结构的 X 相,室温屈服强度为 345 MPa,伸长率为 6.9%。特别是含有 Gd 的 LPSO 增强镁合金被认为是一种新型镁合金,LPSO 相可提高合金的高温力学性能和耐蚀性能。

1.2 Mg-Zn-Gd 合金中的 I 相 ($\text{Mg}_3\text{Zn}_6\text{Gd}$)

SHECHTMAN D G 等^[11]首次在 Al-Mn 急冷合金中发现了准晶相。随后的研究中,按照构成准晶的原子团簇结构不同,将二十面体准晶分为两类结构体系:MI 型和 FK 型。所有的 Al 基二十面体准晶都属于 MI 型准晶,Mg-Zn-RE 和 Mg-Zn-Y 系准晶则属于 FK 型准晶。

I 相主要为三维二十面体稳定准晶,点阵常数约为 0.52 nm,属于 FK 型准晶相,其结构要比其他 FK 型二十面体准晶相的结构更加完美,是目前发现的所有 FK 型准晶中具有最高有序结构和致密度的准晶相,其沿着 2-轴、3-轴及 5-轴方向的结构示意图见图 1^[12]。GROBNER J 等^[13]研究发现,Mg-Zn-RE 系准晶合金中的二十面体准晶相生长完全后,多以饱满花瓣状结构或多边

形结构存在,其中多边形结构多为五边形或六边形结构。

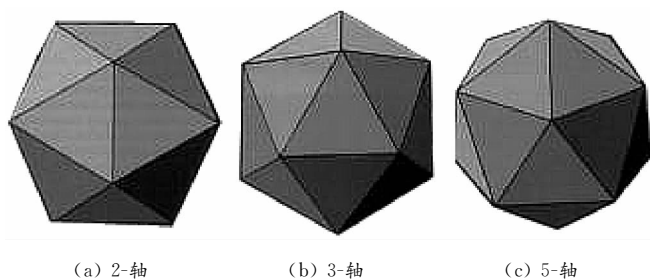


图 1 Mg-Zn-RE 中的 FK 型二十面体准晶结构示意图^[12]

Fig.1 Schematic diagram of FK type icosahedral quasicrystalline Mg-Zn-RE^[12]

准晶相硬度高、界面能低,与镁合金基体有良好的润湿性,在热变形过程(主要有热轧、挤压、等通道角挤压)中,被认为是稳定的抗粗化颗粒。少量的 I 相能够促进动态再结晶(DRX)的发生,抑制动态再结晶过程中晶粒的长大,从而细化晶粒,提高材料的塑性。张鉴等^[14]研究不同准晶含量的 Mg-Zn-Gd-Y 合金时发现,高准晶含量镁合金表现出较好的塑性变形能力,在塑性变形过程中,准晶促进动态再结晶和孪晶的发生。刘勇^[15]研究发现,准晶相 Mg-3.5Zn-0.6Gd 合金的稳态蠕变速率比 Mg-Al-2RE(AE42)合金降低了 1 个数量级,这说明准晶强化镁合金具有更好的高温稳定性,低界面能的准晶在合金内部有效地抑制了晶粒的长大,从而提高了合金的蠕变性能。因此,合理利用 I 准晶相可开发出具有高塑性的优良高温力学性能的新型稀土镁合金。

1.3 Mg-Zn-Gd 合金组织中 W 相 ($\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Gd}_2$)

PADEZHNOVA E M 等^[16]研究 Mg-Zn-RE 合金体系时首次发现了 W 相,并发现在合金凝固过程中 W 相很容易形成。W 相是具有 Fm-3m 空间群的 FCC 结构。其中,Gd 和 Zn 原子的位置存在异议,见图 2,将晶胞中的所有位置划分为 3 种类型:A、B 和 C。A 是 Gd 原子,B 是 Mg 原子,Zn 原子与部分 Mg 原子一起位于 1/4 核心位置 C 处。另一种说法是占据 C 位的是 Gd 与 Mg 原子^[17]。W 相中的 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 比不一定是 1.5,实际测量时发现其比值存在波动。MIAO H W 等^[18]发现随 Zn 原子的增多,W 相中的 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 比会在一定的范围内升高。W 相的组成波动是由位置 C 处 Zn 原子的取代数引起的,不同合金中合金元素含量不同或一个合金中局部元素分布不同,均可能导致化学成分和晶格常数变化的 W 相的形成。

早期研究认为 W 相的结构对称性有限,与 Mg 基体之间的非共格界面导致弱原子键,W 相对 Mg 合金基本没有强化作用。但近期,关于 W 相的强化效果有了不同的观点,XU D K 等^[19]研究发现,少量的 W 相

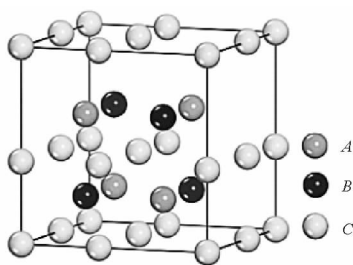


图 2 W 相的晶体结构及 3 种原子位置^[17]

Fig.2 Crystal structure of W phase and three atomic positions^[17]

(体积分数低于 13.8%) 可提高合金的延展性。MIAO H W 等^[18]发现纳米 W 相粒子与 Mg 基体之间存在完全共格和半共格界面,具有多种取向关系,可实现有效的沉淀强化。且纳米颗粒存在于晶粒内部和晶界上,可抑制热变形过程中再结晶晶粒的生长,细化晶粒。因此,通过控制 W 相的尺寸和分布,纳米 W 相颗粒可作为镁合金的有效强化相,提高合金的力学性能。

2 第二相的析出规律

研究发现,Mg-Zn-Gd 合金中的第二相主要是 Mg_7Zn_3 、 $MgZn_2$ 、 Mg_3Gd 、X、I、W 等 6 种相,第二相的种类形貌及分布不同,对于合金的微观组织和力学性能影响不同。关于第二相的析出规律与合金成分、凝固条件和热处理方式有关。

2.1 合金成分对第二相的影响

Mg-Zn-Gd 合金中第二相的形成是由 $x(Zn)/x(Gd)$ (Gd) 的比值及其含量决定的,见图 3^[17]。在 Mg-Zn 系合金中逐渐增加 Gd 的含量,合金中的第二相依次从 I 相+ Mg_7Zn_3 相到 W 相再到 X 相转变。第二相改变过程中,二次枝晶臂间距明显减小,晶粒细化,晶间组织形态也由颗粒状、细线状向封闭的网状转变。

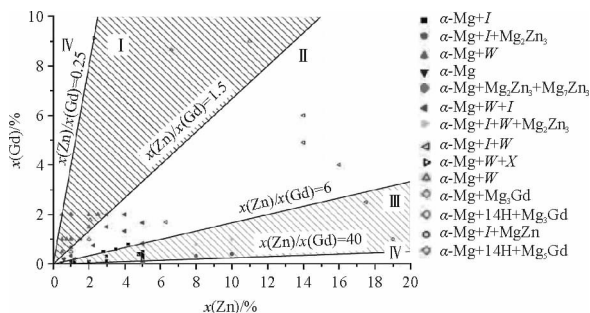


图 3 富镁角处 Mg-Zn-Gd 合金的相组成

[I 为 α -Mg+W 相(十二元化合物), II 为 α -Mg+W 相+I 相(十二元化合物), III 为 α -Mg+I 相(十二元化合物), IV 为 α -Mg 十二元化合物, V 为 α -Mg]

Fig.3 Phase composition of Mg-Zn-Gd alloys on the Mg-rich corner

LUO L 等^[17]研究了 $x(Zn)=0\sim 10\%$, $x(Gd)=0\sim 2\%$ 等 48 个试样时发现,当 $x(Zn)/x(Gd)$ 的比值范围为 0.25~6.0 时形成 W 相,且 W 相的组成对 Mg-Zn-Gd 合金的成分十分敏感。当 $x(Zn)/x(Gd)$ 的比值范围为 1.5~40 时,可以形成 I 相,且当 $x(Zn)/x(Gd)$ 比或者合金元素降低时影响 I 相的成形。

NIE J F 等^[20]研究了 Mg-6Gd-(1~2)Zn-0.6Zr,在 $x(Gd)/x(Zn)$ 为 1.24~2.5 时,仍未发现 LPSO 结构的形成。LI J P 等^[21]发现, $x(Zn)/x(Gd)$ 约为 0.2 时也未发现 LPSO 结构的形成。因此,在 Mg-Gd-Zn(-Zr) 合金中是否存在 LPSO 结构,除了与 Gd 和 Zn 的摩尔比有关外,还与镁合金中的 Gd、Zn 含量有关。

大量研究表明,Mg-Zn-Gd 合金中形成的第二相一般是脆硬相,第二相颗粒越大,数量越多,对塑性的损害越大;表面光滑的球形对合金塑性的损害较小;颗粒状、条状要比板状、片状的危害小;晶间呈网状分布时对塑性影响最大。因此,通过改变合金成分,可调控第二相的结构、形态、大小、数量及分布,尽可能得到数量较少、尺寸较小、分布更均匀的第二相颗粒,从而优化镁合金的力学性能。

2.2 凝固条件对第二相的影响

Mg-Zn-Gd 合金中第二相的种类不仅与合金成分有关,还与凝固条件有关。凝固条件包括制备方法和冷却速度。

张金洋^[22]采用电阻率法、高真空单辊旋淬法和常规凝固法制备 Mg-Zn-Gd 合金。当采用常规凝固法制备时,将熔体在 720 °C 分别保温 1、21、41、61 和 81 min 后浇注。当熔体保温 21 min 时,合金中的相为 $Mg_3(Gd,Zn)+Mg_7Zn_3+Mg-Zn$ 相。当熔体保温 41 min 时,合金中 $Mg_3(Gd,Zn)$ 相的相对含量减少,准晶相的相对含量增多。当熔体分别保温 61 和 81 min 时,其中准晶相含量减少, $Mg_3(Gd,Zn)$ 相和 Mg_7Zn_3 相的相对含量增加。

刘少军等^[23]研究 Mg-Zn-Gd 合金自由凝固路径时发现,当冷却速率 ≤ 0.75 K/s 时,合金首先生成的共晶为 Mg+W 相;当冷却速率 ≥ 7.71 K/s 时,合金首先生成的共晶为 Mg+I 相,且镁合金中 Zn 含量越高,冷却速率越大,越趋于形成热稳定性高的 I 相;其中 Gd 含量越高,冷却速率越低,将更易于形成 W 相。

通过改变凝固条件,可调控镁合金中第二相的种类,提高镁合金的力学性能,研发新型高性能镁合金。

2.3 热处理对第二相的影响

热处理对 Mg-Zn-Gd 合金中第二相的析出也有一定影响,常用的热处理手段有 3 种:均匀化、固溶处理、

时效处理(一般采用 T5、T6 处理)。

甄睿等^[24]研究发现, $\text{Mg}_{97.5}\text{Gd}_{1.9}\text{Zn}_{0.6}$ 合金的铸态组织由 Mg、共晶形貌的 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ 相和层片状的 14H-HPSO 相组成。在 510 °C 均匀化退火过程中, $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ 相转化成块状 14H-HPSO 相。挤压后直接时效(T5)处理过程中, 发生了晶内 14H-HPSO 相和 β' 相的沉淀析出。

刘少军^[25]发现 $\text{Mg-5.5Zn-2.0Gd-0.6Zr}$ 合金铸态组织由 Mg、晶界 $\text{Mg}+\text{W}$ 共晶和晶内的 $\text{I}+\text{Mg}_3\text{Gd}+\text{Zr}$ 相组成。固溶处理后, 原铸态组织中 $\text{Mg}+\text{W}$ 共晶大部分消失, 残留 W 相呈断续状分布。同时, 合金基体内有棒状 Zn_2Zr_3 相形成。经 T6 处理后, 合金基体内有棒状 β'_1 相和盘状 β'_2 相析出。

研究发现, I 相相变温度为 437 °C (I 相部分转变) 和 470 °C (I 相和 Mg 共晶转变), W 相相变温度为 510 °C, I 相与 W 相的形成温度相差为 40~70 °C。在界面区域吸收或释放 Zn 原子的热变形过程中, W 相和 I 相之间的可逆相变可能发生。当加入足够的 Zn 时, W 相和基体之间的界面区域积累 Zn, 然后原子重排, 导致从 fcc(W 相)到二十面体(I 相)的转变, 虽然 W 相与 I 相的晶体结构不同, 但可以通过对共同的原子团簇的轻微调整而转变为 I 相。14H-LPSO 结构及晶界的 X 相(具有 14H-LPSO 结构)具有优异的高温热稳定性, 热处理时, 相的种类改变, 但结构不变, 均是 LPSO 结构。

所有的合金方案设计最终目的是获得优异的力学性能, 通过控制第二相颗粒在合金中的大小、形态、分布及体积分数, 优化镁合金性能, 继而研发新型低成本高性能镁合金。

3 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 对镁合金力学性能的影响

影响

不同的合金成分诱导析出不同的第二相, 不同的第二相形成不同的微观结构, 进而得到不同的力学性能。当 Zn 含量不变时, 随着 Gd 含量增加, 合金的抗拉强度和伸长率均增加, 但屈服强度先升高后降低; 同比例增加 Zn、Gd 的含量, 使合金的强度升高, 伸长率降低。

YIN S Q 等^[26]研究 $x(\text{Zn})/x(\text{Gd})$ 比对 Mg-Zn-Gd-Zr 合金力学性能的影响时发现, Mg-9Gd-5Zn-0.6Zr 合金中第二相为 W 相, 合金强度最低, 塑性最好(抗拉强度、屈服强度与伸长率分别为 265 MPa、196 MPa 与 20.6%)。 Mg-5Gd-7Zn-0.6Zr 合金中第二相是 $\text{W}+\text{I}$ 相, Mg-11Gd-3Zn-0.6Zr 合金中是 $\text{W}+\text{X}+\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Zn})$, 两种合金抗拉强度均超过 330 MPa, 但塑性稍差, 伸长率仅为 14%。

YANG G Y 等^[27]研究 $\text{Mg-5.5Zn-}x\text{Gd}$ ($x=0.8, 2.0$ 和 4.0) 合金时发现, Mg-5.5Zn-0.8Gd 合金的相组成是 $\text{Mg}+\text{I}$, Mg-5.5Zn-2.0Gd 与 Mg-5.5Zn-4.0Gd 合金的相组成均是 $\text{Mg}+\text{I}+\text{W}$, 但 Mg-5.5Zn-4.0Gd 合金中 W 相明显增加。拉伸试验发现, 随着 Gd 含量从 0 增加到 2.0%, 抗拉强度逐渐增加, 然后随着 Gd 含量的进一步增加, W 相增多, 抗拉强度降低, 其中 Mg-5.5Zn-2.0Gd 合金表现出最大的抗拉强度。

Mg-Zn-Gd 合金中常见的高温增强相是 I 、 X 、 W 相, 一般来说, 在非纳米晶材料中, I 相和 X 相对镁合金的强度有利, 对塑性有害; W 相对合金的塑性有利, 但对强度作用不大。当 3 种第二相均为纳米尺寸时, 对镁合金的强度和塑性都有利。

4 加工方法对镁合金力学性能的影响

目前, 超细晶/纳米晶材料的研究备受关注, 相应的制备技术也引起极大关注。但除了利用超细晶获得优异的力学性能, 常规的加工方法也可提高材料的性能。丁云鹏等^[28]研究 Mg-2Zn-1Gd 合金时发现, 合金经过大压下轧制后组织更均匀、晶粒更细小, 强度增加, 塑性降低, 其抗拉强度和伸长率高达 320 MPa 和 28.9%。

康金文^[29]研究 Mg-4Zn-2Gd-0.5Ca 合金时发现, 随着挤压温度、挤压速率和挤压比的提高, DRX 晶粒和 I 相的平均尺寸和体积分数逐渐增加, 屈服强度和抗拉强度逐渐降低, 伸长率逐渐增加。在挤压温度为 280 °C、挤压速率为 0.01 mm/s 和挤压比为 25:1 时获得了最优综合力学性能, 屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 369.79 MPa、400.27 MPa 和 7.83%。多步变形(MDF+挤压)细化 DRX 晶粒, 提高 DRX 体积分数, 其中, Mg-4Zn-2Gd-0.5Ca 合金经过 3 道次锻造后, 在最优挤压工艺下挤压后的镁合金表现出优异的综合力学性能, 屈服强度、抗拉强度和伸长率分别为 308.84 MPa、333.51 MPa 和 32.69%。

通过比较各种加工工艺, 发现热挤压是强化镁合金的一种比较有效的加工方式, 在细化晶粒的同时, 还可以破碎准晶相使其均匀分布在基体中, 能够很好地提高镁合金的力学性能。

5 结 语

迄今为止, Mg-Zn-Gd 合金的研究已有较大的进展, 但对于合金显微组织特别是不同第二相对合金性能的研究还需要进一步探索。今后的研究重点主要为以下 4 个方面。

(1) 研究镁合金中第二相的析出规律 合金成分、

凝固条件、热处理和加工工艺对第二相析出的影响都值得深入研究,期望获得最优的成分设计及加工工艺。

(2)提高 Mg-Zn-Gd 合金的力学性能 I 相、 W 相、 X 相的晶体学特征与力学性能的关系,其析出相及位错、孪晶的交互机制,以及强韧化效应和机制尚不明确,这些问题亟待解决。

(3)研发新型 Mg-Zn-Gd 生物医用合金 镁元素是人体必需的一种营养元素,且镁合金在人体环境中有良好的生物相容性,其在人体内形成的腐蚀产物无毒无害,常常被作为生物材料应用在医学中。通过调节 Mg-Zn-Gd 合金成分与加工工艺参数,可获得理想的耐蚀性生物医用合金。

(4)研发新型低成本高性能镁合金 Mg-Zn-Gd 合金中 Gd 成本高,无法大面积使用。通过减少稀土元素或添加其他合金元素,降低合金成本是今后发展的主要方向。

参 考 文 献

- [1] ZHAO L Y, YAN H, CHEN R S, et al. Oriented nucleation causing unusual texture transition during static recrystallization annealing in cold-rolled Mg-Zn-Gd alloys[J]. Scripta Materialia, 2020, 188: 200-205.
- [2] ABBASI Z, EBRAHIMI R, CABRERA J M. Investigation on texture evolution and recrystallization aspects of novel Mg-Zn-Gd-Y-Nd Alloys[J]. Metals and Materials International, 2020(1): 1-10.
- [3] GU X F, FURUHARA T, KIGUCHI T, et al. Strain self-accommodation during growth of 14H type long-period stacking ordered (LPSO) structures in Mg-Zn-Gd alloy[J]. Scripta Materialia, 2020, 185: 25-29.
- [4] 吴玉娟,丁文江,彭立明,等.高性能稀土镁合金的研究进展[J].中国材料进展, 2011, 30(2): 1-9.
- [5] MATSUDA M, II S, KAWAMURA Y, et al. Variation of long-period stacking order structures in rapidly solidified $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2005, A393(1-2): 269-274.
- [6] AMIYA K, OHSUNA T, INOUE A. Long-period hexagonal structures in melt-spun $Mg_{97}Ln_2Zn_1$ (Ln =lanthanide metal) alloys[J]. Materials Transactions, 2005, 44(10): 2 151-2 156.
- [7] ITOI T, SEIMIYA T, KAWAMURA Y, et al. Long period stacking structures observed in $Mg_{97}Zn_1Y_2$ alloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 107-111.
- [8] MATSUURA M, KONNO K, YOSHIDA M, et al. Precipitates with peculiar morphology consisting of a disk-shaped amorphous core sandwiched between 14H-typed long period stacking order crystals in a melt-quenched $Mg_{98}Cu_1Y_1$ alloy[J]. Materials Transactions, 2006, 47(4): 1 264-1 267.
- [9] DING W J, WU Y J, PENG L M, et al. Formation of 14H-type long period stacking ordered structure in the as-cast and solid solution treated Mg-Gd-Zn-Zr alloys[J]. Journal of Materials Research, 2009, 24(5): 1 842-1 854.
- [10] 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.
- [11] SHECHTMAN D G, BLECH I A, GRATIAS D, et al. Metallic phase with long-range orientational order and no translational symmetry[J]. Physical Review Letters, 1984, 53(20): 1 951-1 953.
- [12] 黄华. Mg-Zn-Gd 合金中的纳米准晶形成及其改善镁合金变形能力的作用机制[D]. 上海:上海交通大学, 2014.
- [13] GROBNER J, KOZLOV A, FANG X Y, et al. Phase equilibria and transformations in ternary Mg-rich Mg-Y-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2012, 60(17): 5 948-5 962.
- [14] 张鉴,张新平,袁广银,等.不同准晶含量 Mg-Zn-Gd-Y 合金的高温热压缩变形行为[J].中国有色金属学报, 2009, 19(5): 793-799.
- [15] 刘勇.自生准晶增强 Mg-Zn-Gd 基合金组织和力学行为的研究[D].上海:上海交通大学, 2007.
- [16] PADEZHNOVA E M, MELNIK E V, MILIYEVSKIY R A, et al. Investigation of the Mg-Zn-Y system[J]. Russian Metallurgy, 1982(4): 185-188.
- [17] LUO L, LIU Y, DUAN M. Phase formation of Mg-Zn-Gd alloys on the Mg-rich corner[J]. Materials, 2018, 11(8): 1 351-1 356.
- [18] MIAO H W, HUANG H, FAN S H, et al. Nanoscale precipitations in deformed dilute alloying Mg-Zn-Gd alloy[J]. Materials and Design, 2020, 196: 109-122.
- [19] XU D K, TANG W N, LIU L, et al. Effect of W -phase on the mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Y-Zr alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 461(1): 248-252.
- [20] NIE J F, OH-ISHI K, GAO X, et al. Solute segregation and precipitation in a creep-resistant Mg-Gd-Zn alloy[J]. Acta Materialia, 2008, 56(20): 6 061-6 076.
- [21] LI J P, YANG Z, LIU T, et al. Microstructures of extruded $Mg-12Gd-1Zn-0.5Zr$ and $Mg-12Gd-4Y-1Zn-0.5Zr$ alloys[J]. Scripta Materialia, 2007, 56: 137-140.
- [22] 张金洋. Mg-Zn-Gd 合金中准晶相的形成与转变研究[D].济南:济南大学, 2017.
- [23] 刘少军,杨光昱,介万奇.Mg-Zn-Gd 三元铸造镁合金的自由凝固路径选择[J].金属学报, 2015, 51(5): 580-586.
- [24] 甄睿,方信贤,皮锦红,等.热处理对 $Mg_{97.5}Gd_{1.9}Zn_{0.6}$ 合金组织与力学性能的影响[J].材料工程, 2020, 48(9): 132-137.
- [25] 刘少军. Mg-Zn-Gd 系镁合金的凝固特性及其力学性能研究[D].西安:西北工业大学, 2015.
- [26] YIN S Q, ZHANG Z Q, LIU X, et al. Effects of Zn/Gd ratio on the microstructures and mechanical properties of Mg-Zn-Gd-Zr alloys[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A695: 135-143.
- [27] YANG G Y, LUO S F, LIU S J, et al. Microstructural evolution, phase constitution and mechanical properties of directionally solidified $Mg-5.5Zn-xGd$ ($x=0.8, 2.0$, and 4.0) alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 725: 145-154.
- [28] 丁云鹏,乐启炽,张志强,等.不同初始态 Mg-Zn-Gd 加工过程中组织和性能的演变[J].东北大学学报(自然科学版), 2014, 35(9): 1 262-1 265.
- [29] 康金文.热变形对 Mg-Zn-Gd-Ca 合金显微组织及力学性能的影响[D].太原:太原理工大学, 2018.

(编辑:张正贺)