

固溶处理 Mg-Gd 系铸造镁合金的研究现状及展望

庞松^{1,2} 华溪如^{1,2} 陶静雅¹ 季松^{1,2} 龚政轩^{1,2} 王堃^{1,3} 戴铮^{1,2} 董喜旺^{1,2} 吴海^{1,2} 肖旅^{1,2}
(1.上海航天精密机械研究所; 2.上海金属材料近净成形工程技术中心; 3.上海交通大学材料科学与工程学院)

摘要 Mg-Gd 系铸造镁合金具备轻质、高强、高耐热等特点,在航天领域拥有广阔的应用前景。析出强化是该系列合金的主要强化方式,而固溶处理作为析出强化重要的手段,对强度提升具有积极意义。综述了 Mg-Gd 系铸造镁合金固溶处理过程中,第二相充分溶解与晶粒长大的协同调控难题以及 LPSO 相、难溶方块相的组织演变,并展望了未来固溶处理 Mg-Gd 合金的研究方向,旨在为新型高性能稀土镁合金的开发及热处理工艺优化提供参考。

关键词 铸造镁合金; Mg-Gd; 固溶处理; 第二相; 晶粒长大

中图分类号 TG146.22; G353.11 **文献标志码** A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.03.006

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Progress and Prospect of Solution Treated Mg-Gd Casting Alloys

Pang Song^{1,2}, Hua Xiru^{1,2}, Tao Jingya^{1,2}, Ji Song^{1,2}, Gong Zhengxuan^{1,2}, Wang Kun^{1,3}, Dai Zheng^{1,2},
Dong Xiwang^{1,2}, Wu Hai^{1,2}, Xiao Lü^{1,2}

(1.Shanghai SpaleLight Precision Machinery Institute; 2.Shanghai Engineering Research Center of Near-Net-Shape Forming for Metallic Materials, 3.School of Materials Science and Engineering, Shanghai Jiaotong University)

Abstract: Mg-Gd casting alloy has broad application prospect in aerospace field because of its advantages such as lightweight, high strength and high heat resistance. Precipitation strengthening plays the main contribution to the high strength of Mg-Gd casting alloys, and solution treatment is an important intermediate step of precipitation strengthening, which is of great significance to strength improvement. The challenge of coordinated regulation between sufficient dissolution of the secondary phase and grain growth as well as the microstructure evolution of LPSO and cubic-shaped phase of Mg-Gd casting alloys were introduced. Besides, the future research tendency of solution treatment was prospected in order to provide reference for the development and heat treatment process optimization of new high-strength Mg-Gd casting alloys.

Key Words: Casting Magnesium Alloys, Mg-Gd, Solution Treatment, Secondary Phase, Grain Growth

镁合金作为最轻的金属结构材料之一,在汽车、航空航天、计算机、3C 等领域有着广泛的应用前景^[1]。稀土镁合金(Mg-RE)具有高强、抗蠕变、耐热耐蚀等特点,受到广泛关注^[2]。其中, Mg-Gd 系铸造镁合金因其显著的析出强化效应,在 Mg-RE 系合金中拥有很高的强度^[3],已在飞行器舱体、卫星结构件等航天领域获得一定的工程应用^[4]。

通过合金化调控以及新型热处理技术,在提升 Mg-Gd 系铸造镁合金力学性能方面取得了大量成果^[5-6]。ZHANG Y 等^[5]采用金属型铸造制备的 Mg-15.6Gd-1.8Ag-0.4Zr(质量分数,%,下同)合金经 480 ℃×18 h+500 ℃×8 h 固溶处理以及 200 ℃×32 h 时效处理后,抗拉强度可达 423 MPa。何上明^[6]指出, Mg-Gd 合金

的高强度主要源于析出相的强化作用。而高温固溶时第二相的溶解与晶粒长大相互制约,严重限制了 Mg-Gd 系铸造镁合金强度的提升。对此,研究者对新型固溶技术开展了研究。吴玉娟等^[7]采用双级固溶工艺,减少了 Mg-Gd-Ag-Zr 固溶态组织中的次生共晶 β 相,提升了综合力学性能。肖旅等^[8]突破传统固溶工艺限制,在 Mg-Gd-Y 合金固溶过程中施加磁场,促进了共晶相的溶解,有效提升了析出强化效果。固溶处理作为析出强化的重要中间环节,对提升 Mg-Gd 合金的力学性能具有积极意义。

基于航天领域轻量化材料强韧化需求的不断提升, Mg-Gd 系铸造镁合金固溶时第二相的溶解与晶粒长大依然存在尖锐矛盾,不同冷却速率下的第二相溶解与

收稿日期:2022-05-13;修改稿收到日期:2022-06-17
基金项目:国家自然科学基金资助项目(U2037601)
第一作者简介:庞松,男,1983 年出生,高级工程师,上海(201600),E-mail:songpangnb@163.com
引用格式:庞松,华溪如,陶静雅,等. 固溶处理 Mg-Gd 系铸造镁合金的研究现状及展望[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(3):318-324.
PANG S, HUA X R, TAO J Y, et al. Research progress and prospect of solution treated Mg-Gd casting alloys[J]. Special Casting & Non-ferrous Alloys, 2023, 43(3):318-324.

LPSO 相、方块相的演变规律缺乏深入探索。本研究结合 Mg-Gd 系铸造镁合金固溶处理经验,从微观组织演变角度,综述了固溶时第二相充分溶解与晶粒长大协同调控难题以及 LPSO 相、方块相的组织演变研究现状。展望了 Mg-Gd 系铸造镁合金固溶处理的技术发展方向,旨在为新型高强 Mg-Gd 系铸造镁合金的合金化设计及其热处理工艺优化提供参考。

1 第二相充分溶解与晶粒长大协同调控

图 1 为 Mg-Gd 二元相图。Gd 在 Mg 基体中的固溶度为 23.49%,且随温度的降低呈指数级降低,这表明 Mg-Gd 系稀土镁合金拥有巨大的析出强化潜力^[3]。时效处理前,合金需要通过固溶处理使稀土元素充分溶入 α -Mg 基体。在固溶处理的高温下,合金晶粒极易长大,第二相的溶解受温度及保温时长等因素影响^[9]。图 2 为砂型铸造 Mg-10Gd-3Y-0.7Zr 合金固溶处理前后的显微组织。可见,铸态合金经 520 °C × 10 h 固溶处理

后,仍有较多第二相未能溶入 α -Mg 基体,而进一步升高固溶温度或延长固溶时间都会使晶粒明显长大。未溶第二相一般是应力集中和裂纹萌生之处,会显著降低合金的断裂韧性,而密排六方结构的镁合金具有显著的细晶强化效应^[10],固溶处理时的晶粒长大同样会降低合金的力学性能。因此,Mg-Gd 系铸造镁合金固溶处理首先需要解决的是第二相充分溶解与晶粒长大之间

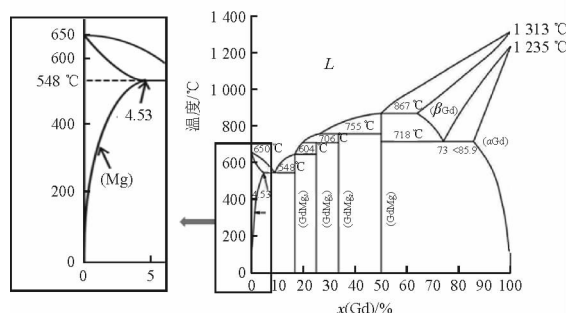


图 1 Mg-Gd 二元相图

Fig.1 Mg-Gd binary phase diagram

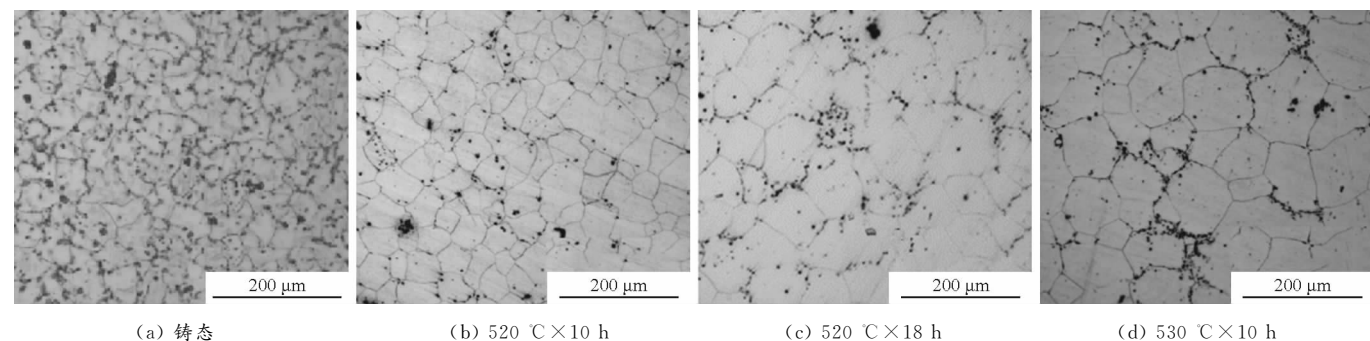


图 2 Mg-10Gd-3Y-0.7Zr 合金固溶处理前后的显微组织^[9]

Fig.2 Microstructure of Mg-10Gd-3Y-0.7Zr alloy before and after solution treatment^[9]

的矛盾问题。

1.1 第二相固溶的影响因素及其溶解过程

Mg-Gd 系铸造镁合金固溶时主要发生第二相的球化与分解。除固溶温度与时间外,第二相的形貌对溶解过程有重要影响^[11-12]。袁勇等^[11]采用正交试验设计方法,研究了固溶温度与时间对 Mg-10Gd-3Y-Zr 合金第

二相溶解的作用。发现温度升高与时间延长都促进了第二相的溶解,且温度升高影响更大。王其龙等^[12]研究了不同冷却速率下 Mg-10Gd-3Y-Zr 合金的固溶行为,发现合金在金属型铸造与砂型铸造下完成第二相溶解所需的温度存在较大差别,分别为 500 °C 与 525 °C,见图 3。原因为冷却速率对第二相形貌产生了重大影响,

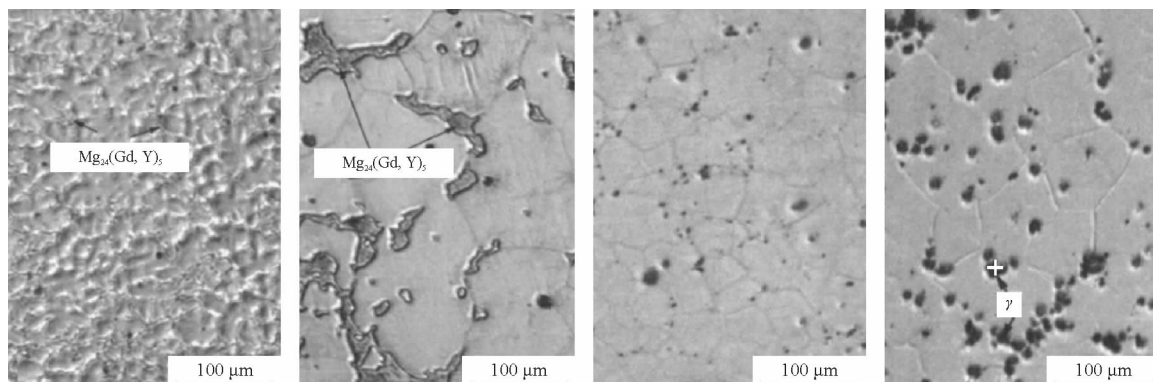


图 3 Mg-10Gd-3Y-Zr 合金在不同冷却速率下的凝固组织及固溶组织^[12]

Fig.3 Solidification and solution microstructure of Mg-10Gd-3Y-Zr alloy at different cooling rates^[12]

金属型铸造合金中的第二相弥散细小,而砂型铸造合金的第二相粗大。

图 4 为 Mg-Gd-Y 合金固溶过程中晶界共晶相溶解示意图。晶界处不规则灰色形貌为共晶相,富集于相界处的黑色与白色颗粒为稀土元素,灰色箭头表示稀土元素向 α -Mg 基体中扩散。溶解的实质是 α -Mg 与 Mg_5RE (面心立方, $a = 2.22\text{ nm}^{[13]}$)、 Mg_3RE (面心立方, $a = 0.685\text{ 7 nm}^{[14]}$) 等相的界面迁移过程,即界面处原子扩散的结果。第二相与 α -Mg 以任意曲率接触,比界面能为常数,界面能取决于界面面积,平衡时界面能应达到最小,只有减小界面面积才能实现。因此,相界有平直化以减少面积的趋势。相界在大曲率处能量高,富集了大量的 Gd、Y 元素。当温度高于一定值后,界面迁移驱动力增加。Gd、Y 不断向化学位更低的 α -Mg 基体中扩散。第二相在该过程中不断球化并由不规则形貌逐渐演变为球型粒子。粗大的第二相则需要更高的温度与更长时间来完成球化过程。

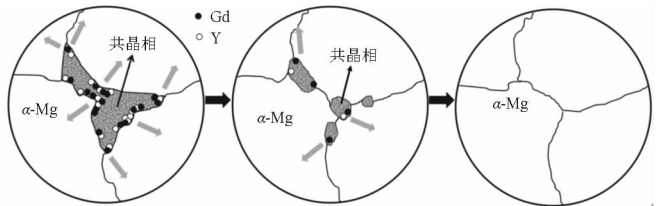


图 4 Mg-Gd-Y 合金固溶过程中晶界共晶相溶解示意图
Fig.4 Schematic diagram of the eutectic phase dissolution during solution of Mg-Gd-Y alloy

1.2 高稀土含量难溶第二相的固溶

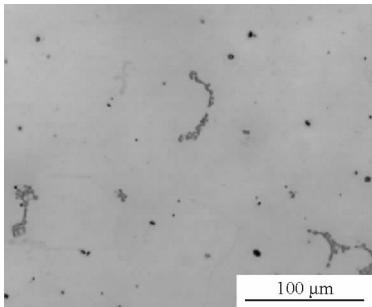
Mg-Gd 二元合金中的 Gd 含量 $< 10\%$ (质量分数,下同)时,时效强化效应较弱,因此,通常需要将 Gd 含量提升到 $10\% \sim 20\%$ ^[15]。但当稀土含量过高时,固溶处理难以将离异共晶相全部溶入 α -Mg 基体,合金的伸长率大幅降低。DRITS M E 等 ^[16] 发现高稀土二元 Mg-22Gd 合金的室温抗拉强度高达 400 MPa ,受难溶第二相等因素的影响,其室温下的伸长率低于 2% 。肖阳等 ^[17] 发现常规固溶处理无法完全消除 Mg-15Gd-

0.6Zr 合金中的 $Mg_xGd(x = 2, 3, 5)$ 相,原因是非平衡相的形成温度都高于镁的熔点。Mg-Gd-Y-Zr 合金同样受难溶共晶相影响。林丹等 ^[18] 发现, Mg-10Gd-3Y-0.6Zr 合金虽然在室温和高温皆表现出优异的抗拉强度,但是时效态合金的伸长率却只有 1.6% 。原因是稀土含量过高导致共晶次生 β 相无法完全固溶,在 T6 态合金中存在残留的共晶次生 β 相,当处于外加载荷时导致应力集中,萌生裂纹,大大降低合金的力学性能 ^[7]。

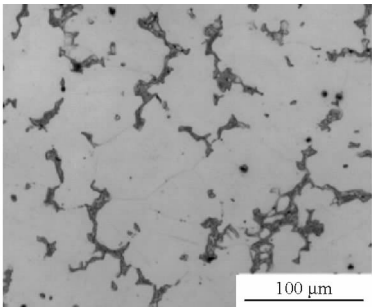
单纯依靠提升固溶温度与时间会导致晶粒快速长大,降低镁合金的强韧性。研究表明,采用多级固溶工艺可使铝合金的固溶极限温度超过多相共晶温度而不过烧 ^[19]。吴玉娟等 ^[7] 对高稀土 Mg-Gd 系合金开展了固溶处理研究,发现 Mg-17Gd-Zr 合金以及 Mg-13Gd-2Ag-Zr 合金采用单级固溶工艺可基本实现完全固溶。当 Gd 含量高于 13% 时, Mg-14Gd-2Ag-Zr、Mg-15Gd-2Ag-Zr、Mg-16Gd-2Ag-Zr 合金需采用两级固溶工艺处理,固溶后的残余 $Mg_5(Gd, Ag)$ 的体积分数可降至 $0.3\% \sim 2.79\%$,见表 1。此外,LIU X 等 ^[20] 发现,低频磁场通过提高原子的扩散能力可促进 Al-Mg 扩散偶和 Al-Zn 扩散偶中的中间相生长。随后, HU X 等 ^[21] 发现中频磁场处理(IFMF)能提升 Mg-Gd 扩散偶的原子扩散能力,并将其应用于 Mg-Gd 合金的固溶处理。图 5 为 773 K 下中频磁场辅助固溶时 Mg-16.6Gd-0.088Zr 合

表 1 T4 态 Mg-xGd-2Ag-Zr 合金的晶粒度与残留共晶次生 β 相的体积分数 ^[7]

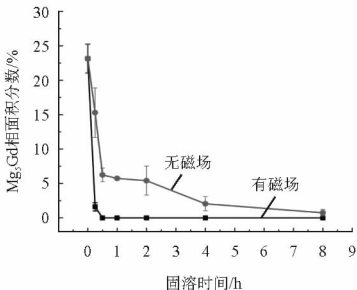
Tab.1 Grain size and volume fraction of residual eutectic secondary β phase in T4-treated Mg-xGd-2Ag-Zr alloy ^[7]			
合金	固溶工艺	晶粒尺寸/ μm	残留次生共晶相 体积分数/%
Mg-16Gd-2Ag-Zr	$490\text{ }^\circ\text{C} \times 18\text{ h} +$ $500\text{ }^\circ\text{C} \times 10\text{ h}$	52.2	2.79
Mg-15Gd-2Ag-Zr	$490\text{ }^\circ\text{C} \times 18\text{ h} +$ $500\text{ }^\circ\text{C} \times 8\text{ h}$	45.7	2.63
Mg-14Gd-2Ag-Zr	$490\text{ }^\circ\text{C} \times 18\text{ h} +$ $500\text{ }^\circ\text{C} \times 6\text{ h}$	53.9	0.92
Mg-13Gd-2Ag-Zr	$500\text{ }^\circ\text{C} \times 12\text{ h}$	53.6	0.30
Mg-17Gd-Zr	$500\text{ }^\circ\text{C} \times 10\text{ h}$	97.2	0



(a) 中频磁场辅助固溶



(b) 常规固溶



(c) 有无磁场下 Mg_5Gd 相面积分数随时间的变化

图 5 中频磁场辅助对 Mg-16.66Gd-0.088Zr 铸态合金 Mg_5Gd 相组织的影响及有无磁场其 Mg_5Gd 相面积分数随时间的变化 ^[21]
Fig.5 Effects of intermediate frequency magnetic field on dissolution of Mg_5Gd phase in Mg-16.66Gd-0.088Zr as-cast alloy and area fraction variation of Mg_5Gd phase with time ^[21]

金中 Mg_5Gd 相与含量随时间的变化。可见中频磁场通过提升原子扩散能力显著缩短了 Mg_5Gd 相的溶解时间。以上研究可为固溶处理优化提供参考,但相关机制以及多级固溶和外场辅助固溶等工艺的耦合作用仍需深入研究。

1.3 晶粒长大控制

相对于体心立方和面心立方晶体而言,密排六方结构的镁合金晶体滑移系少。Hall-Petch 系数(K)较大,为 $280 \sim 320 \text{ MPa}/\mu\text{m}^{1/2}$,而铝合金的 K 值仅在 $68 \text{ MPa}/\mu\text{m}^{1/2}$ 左右^[10-22]。与铝合金相比,镁合金细晶强化效应更加显著。在某型号舱体新固溶工艺中发现,第二相固溶导致的晶粒增大会显著降低舱体的承载能力,见图 6。因此,固溶晶粒长大降低力学性能的实际问题不容忽视。固溶处理时,共晶相的溶解需要一定的温度与时间,晶界处能量高,在平直化趋势下晶粒极易长大。图 7 为 Mg-16Gd-2Ag-Zr 合金晶粒尺寸与残留共晶次生 β 相面积分数随温度与时间的变化^[7]。可见 490°C 固溶时,当共晶次生相还剩余 $7\% \sim 8\%$ 未完全溶解,晶粒已从 $25 \mu\text{m}$ 增长到 $34 \mu\text{m}$,增幅达到 36% 。

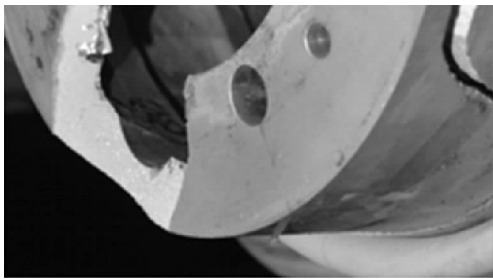


图 6 Mg-Gd 系铸造镁合金舱体静力试验后照片

Fig.6 Image of a cabin of Mg-Gd casting alloy after static test

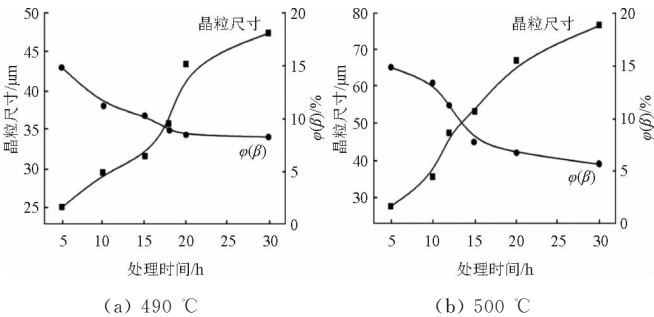


图 7 Mg-16Gd-2Ag-Zr 合金晶粒尺寸与残留共晶次生 β 相面积分数随温度与时间变化图^[7]

Fig.7 Grain size and residual eutectic secondary β in Mg-16Gd-2Ag-Zr alloy with temperature and time^[7]

固溶处理时第二相溶解的研究建立在晶粒不长大或少量长大的基础上。因此,在更低的温度下实现第二相溶解是解决矛盾的关键。为突破传统固溶工艺的限制,研究者对外场辅助固溶进行了研究,发现在固溶过程中施加电场能抑制铝合金固溶处理过程中 $\alpha\text{-Al}$ 晶粒

的长大^[23]。肖旅等^[8]在砂型铸造 Mg-10Gd-3Y 合金固溶过程中施加了电场,发现共晶相可在相对更低的温度下实现固溶,晶粒长大得到了较大程度的抑制,见图 8。此外,江善尧等^[24]发现采用热等静压辅助固溶,既能有效消除 Mg-Gd 合金铸件中的气孔、缩松等缺陷,还在一定程度上抑制了晶粒长大,但相关机制仍需深入研究。目前,关于外场辅助调控或抑制镁合金固溶处理晶粒长大方面的研究报道较少,若能对此进行深入优化并结合新型固溶工艺,则有望实现 Mg-Gd 合金铸件的性能提升。

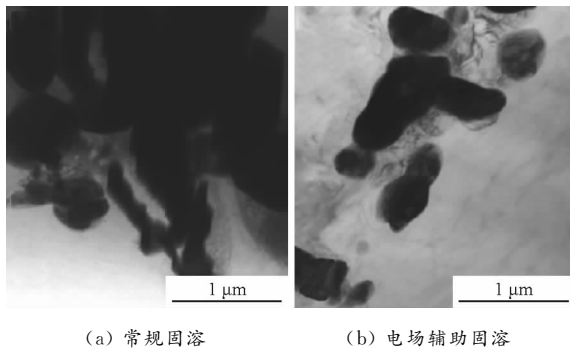


图 8 砂型铸造 Mg-10Gd-3Y 合金经 $515^\circ\text{C} \times 12 \text{ h}$ 固溶处理后 TEM 组织^[8]

Fig.8 TEM images of sand casting Mg-10Gd-3Y alloy with solution treated at $515^\circ\text{C} \times 12 \text{ h}$ ^[8]

2 其他难溶第二相的组织演变

在 Mg-Gd 系合金中加入 Zn 后,固溶处理阶段会发生长周期堆垛有序结构(LPSO)的演变并显著影响合金的晶粒度和变形行为。图 9 为 Mg-10Gd-3Y-0.5Zr- $x\text{Zn}$ ($x=0, 0.5, 1.0, 1.5$) 合金的室温拉伸力学性能^[25]。Zn 的加入使合金塑性得到了较大程度的提升,合金强度随 Zn 含量的增加呈先提升后降低的趋势。此外,Mg-Gd 系铸造镁合金组织中常见的方块相也对力学性能有较大影响。从图 9b 可知,方块相在一定程

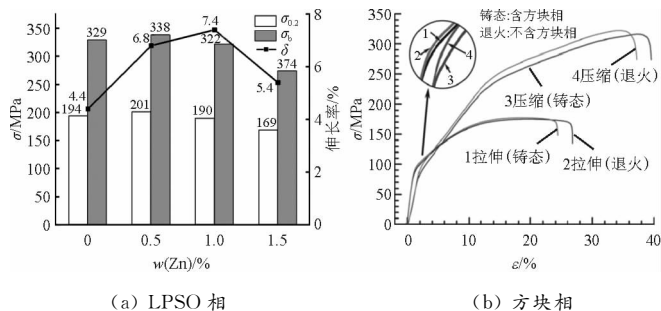


图 9 LPSO 相和方块相对 Mg-3Gd-0.5Zr 合金力学性能的影响^[25]

Fig.9 Effect of LPSO phase and cubic-shaped phase on mechanical properties of Mg-3Gd-0.5Zr alloy^[25]

度上降低了 Mg-3Gd-0.5Zr 合金的屈服强度,但也有效提升了伸长率^[26]。以上研究表明,固溶处理涉及的 LPSO 相和方块相演变也是影响 Mg-Gd 系铸造镁合金力学性能的重要因素。

2.1 LPSO 相的演变

LPSO 相的强化效果(强度和塑性)与其尺寸和形貌密切相关。铸态 Mg-Gd-Zn 合金中的 LPSO 相尺寸过大,无法有效地强化合金。因此,几乎所有铸造 Mg-Gd-Zn 合金都需要进行热处理,通过对 LPSO 相进行改性来提升合金的性能^[1]。18R 和 14H 是目前镁合金中最常见的 LPSO 结构。18R 结构通常在凝固过程中形成,且大都分布于晶界。固溶处理过程中 18R 结构会向 14H 结构转变^[27]。也有研究发现,Mg-Gd-Zn 系合金的铸态组织晶内也含有 14H 结构^[28-29]。

WU Y J 等^[28]在 Mg-Gd-Zn-Zr 合金的铸态组织中发现少量的 14H-LPSO 结构存在于晶粒内部。固溶处理后,晶界处发生了 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd} \rightarrow 14\text{H}$ 的固态相变,晶界处的树枝状 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ 相数量明显减少,转变为层片状的 LPSO 结构,见图 10。曾小勤等^[29]研究了

Mg-Gd-Zn-Zr 合金中 LPSO 的形成及其演化,发现铸态组织的晶粒内部含有层片状 14H 结构。经 $500\text{ }^\circ\text{C} \times 35\text{ h}$ 固溶处理后,晶界处发生 $\beta\text{-(Mg, Zn)}_3\text{Gd} \rightarrow \text{X}$ 的固态相变,而层片状 X 相则具有 14H-LPSO 结构。LI D J 等^[30]研究了 Mg-10Gd-3Y-1.2Zn-0.4Zr 合金热处理过程,发现 Y 的加入对 Mg-Gd-Zn 合金的 LPSO 演变产生了影响。高温热处理时 $\text{Mg}_5(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 向 LPSO 结构转变,相变产物中同时出现了亮白色方块相。

Mg-Gd-Zn 合金中层片状 14H-LPSO 相有两种来源,一种形成于铸态合金晶粒内部,另一种在固溶的过程中由 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3\text{Gd}$ 转变而来。具有高热稳定性的 14H-LPSO 结构可使基面滑移受阻,强化合金,也可以使合金中的非基面滑移系更容易开启,从而协调合金的塑性变形,提升塑性。此外,LPSO 相结构会在合金塑性变形的过程中发生扭折,吸收大量应力,使镁合金不至于过早断裂^[27]。

2.2 方块相

方块相常见于砂型铸造 Mg-Gd 系合金铸态组织中,其数量与合金的冷却速率有关。PANG S 等^[31]对比了砂型铸造 Mg-Gd-Y-Zr 合金在不同冷却速率下 ($0.7 \sim 3.6\text{ }^\circ\text{C/s}$) 的凝固组织,其中方块相的数量随着冷却速率的加快而减少。ZHU S M 等^[32]对比了 Mg-Ce 等 Mg-RE 二元合金在砂型铸造、金属型铸造以及压铸下的凝固组织,发现压铸下方块相数量最少,砂型铸造最多。砂型铸造合金固溶处理后,方块相不会消失,尺寸反而增大。对于金属型铸造,铸态组织中方块相比较少,固溶处理后其含量会明显增多^[7,24],见图 11^[6,33]。

关于方块相的来源以及物相鉴定目前仍存在争议,研究发现,其成分结构以及形成原因存在多种解释,但晶体结构都为面心立方(FCC),晶格常数为 $a = 0.53 \sim 0.56\text{ nm}$ ^[23-29],见图 12。GAO Y 等^[34]利用 SEM-EDS 表征了 Mg-15Gd-5Y-0.5Zr 合金中的方块相,其成分测定结果为 $\text{Mg}_2\text{Y}_3\text{Gd}_2$,然而共晶相以及 Mg 基体会对 EDS 结果造成较大的干扰。PENG Q M 等^[35]通过 XRD、TEM 等方法,认为 Mg-Gd 铸态合金中的方块相为 GdH_2 ,原因是 GdH_2 与方块相具有同样的晶体结构和晶格常数,其中 H 源于周围的环境。郑开云^[36]同样认为方块相为稀土氢化物,但来源存在争议。其认为铸态组织中的方块相是熔炼过程中由 RE 与溶解于 Mg 基体中的 H 反应而生成,而随后的固溶处理中,试样表面的水气发生分解生成 H, H 向样品内部扩散并与 RE 反应生成了更多的方块相。此外,郑伟文等^[37]在早期研究中发现 $\text{Mg-}x\text{Gd-Zr}$ 合金中方块相的成分与合金热处理所处的环境有关,在氧气环境下热处理后生成的是

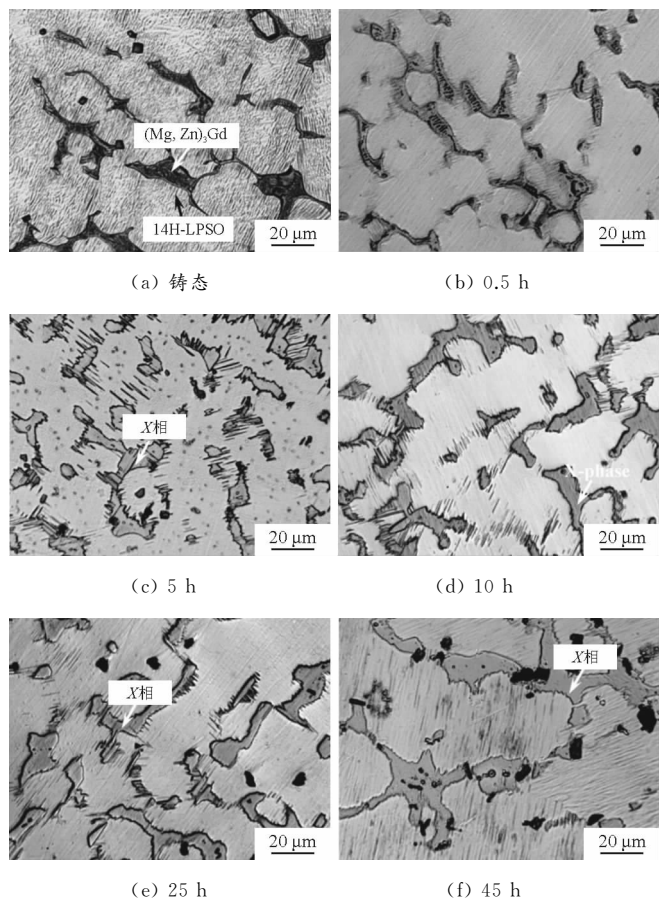


图 10 铸态及 773 K 经不同固溶时间处理后 $\text{Mg}_{96.5}\text{Gd}_{2.5}\text{Zn}_1$ 合金的显微组织^[28]

Fig.10 Microstructure of as-cast $\text{Mg}_{96.5}\text{Gd}_{2.5}\text{Zn}_1$ alloy and alloy after solution treatment at 773 K^[28]

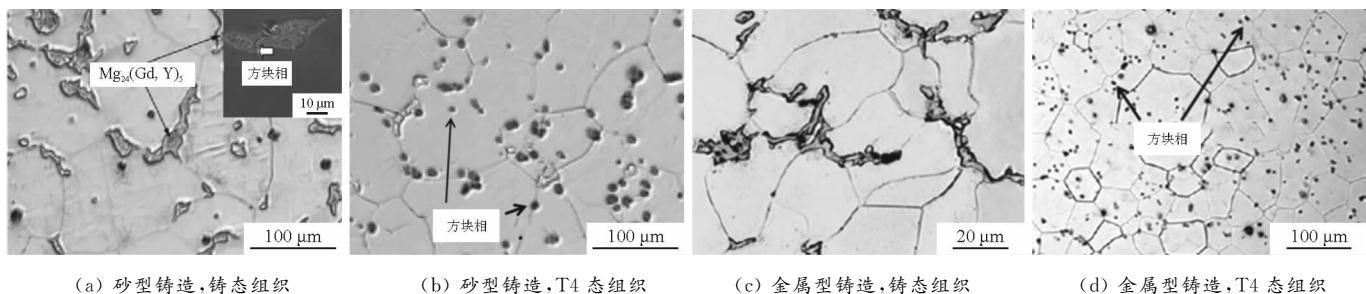


图 11 Mg-Gd-Y-Zr 合金的砂型铸造与金属型铸造不同状态的组织

Fig.11 Microstructures of sand casting and metal casting Mg-Gd-Y-Zr alloy

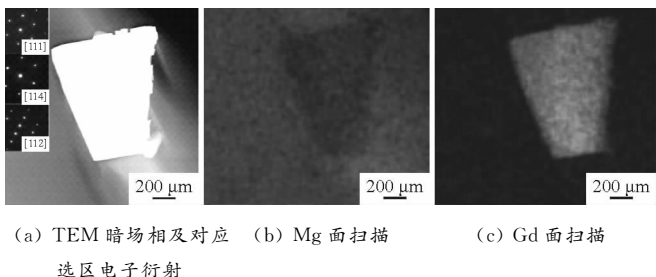


图 12 方块相的 TEM 鉴定^[26]

Fig.12 TEM identification of the CSP^[26]

稀土氧化物,在氢气环境下生成的是稀土氢化物。

受共晶相的影响,方块相对 Mg-Gd 系合金力学性能的影响难以评价,一般认为,该相对合金的强度不利,原因是方块相消耗了大量的 Gd 元素,但只属于理论推断,同时发现方块相对 Mg-Gd 合金的塑性有一定提升作用。陈巧旺^[26]也在 Mg-Gd-Zr 合金的研究中发现,FCC 结构的方块相可协调变形,提高合金的伸长率。目前,方块相已有一定研究基础,但对方块相的微观调控及其与宏观力学的联系仍缺乏深入研究。基于砂型铸造慢冷条件下实现方块相的有效调控,获得更高的稀土利用率,提升综合力学性能,是 Mg-Gd 系铸造镁合金工程应用的研究重点。

Mg-Gd 系铸造镁合金固溶过程中, Mg_5RE 及 Mg_3RE 等易溶相溶入 $\alpha-Mg$ 基体,方块相增多。溶入基体的稀土元素会在后续时效过程中析出,起到强化合金的作用。富稀土方块相对合金的屈服强度不利,但能有效提升伸长率。对于 Mg-Gd-Zn 系合金,铸态组织中的 $(Mg, Zn)_3Gd$ 相可在固溶处理时演变为 LPSO 相并提升合金塑性。如上所述, Mg-Gd 系铸造镁合金固溶处理涉及易溶解相的溶解、晶粒长大以及 LPSO 相和方块相的演变,力学性能也因此受到多个方面影响。一方面,若能将合金中的第二相全部溶入 $\alpha-Mg$ 基体,可最大化析出强化效果,提升合金强度。另一方面,适度保留部分有利于力学性能的第二相并通过热处理实现强化相复配,可实现 Mg-Gd 系铸造镁合金综合力学性能的提升。

3 展 望

综述了固溶过程中第二相充分溶解与晶粒长大的协同调控难题以及 LPSO 相和方块相的组织演变。基于航天领域对轻量化材料强韧化需求的进一步提升,未来 Mg-Gd 系铸造镁合金固溶研究重点可围绕以下方面展开。

(1)不同凝固条件合金的均匀固溶调控工艺研究 针对大型复杂航天铸件不同部位冷却速率的差异,开展合金在不同冷却速率下由铸态到固溶态的组织演变规律研究,形成稳定的均匀固溶调控工艺。

(2)新型固溶技术探索 探明外场辅助、热等静压辅助以及多级固溶等新技术的作用规律及其耦合效果,揭示内在机制并探索、搭建新型固溶处理设备。

(3)固溶晶粒长大控制工艺与新型固溶技术的有机结合 开展镁合金固溶处理晶粒长大调控或抑制工艺研究,结合新型固溶技术,实现抑制晶粒长大的同时完成第二相溶解。

(4)复合强化相的演变规律、影响机制与调控方法研究 基于砂型铸造慢冷条件开展复合强化相演变规律与影响机制研究;探索强化相的复合配置及其协同调控方法,并与力学性能建立联系。

参 考 文 献

- [1] ZHANG J H, LIU S J, WU R Z, et al. Recent developments in high-strength Mg-RE-based alloys: Focusing on Mg-Gd and Mg-Y systems[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2018, 6(3): 277-291.
- [2] 曾小勤, 陈义文, 王静雅, 等. 高性能稀土镁合金研究新进展[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(11): 2 963-2 975.
- [3] 曾小勤, 朱庆春, 李扬欣, 等. 镁合金中的第二相颗粒强化[J]. 中国材料进展, 2019, 38(3): 193-204.
- [4] 蒋斌, 刘文君, 肖旅, 等. 航空航天用镁合金的研究进展[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 22-30.
- [5] ZHANG Y, WU Y J, PENG L M, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of an ultra-high strength casting Mg-15.6Gd-1.8Ag-0.4Zr alloy[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2014, 615(5): 703-711.

- [6] 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.
- [7] 吴玉娟,黄飞,彭立明. 固溶处理对铸造 Mg-Gd-Ag-Zr 合金的显微组织和室温拉伸力学性能的影响[J]. 热加工工艺,2020,49(8): 120-125.
- [8] 肖旅,候正全,吴国华,等. 高强韧稀土镁合金大型复杂铸件制造技术研究现状及展望[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(7): 793-801.
- [9] 户凤荣,余国康,孙婉婷,等. 低压铸造 Mg-10Gd-3Y-0.7Zr 合金的组织及力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2015,35(10): 1 090-1 094.
- [10] 庞松. 砂型铸造 Mg-Gd-Y 合金凝固行为与晶粒细化机制研究[D]. 上海:上海交通大学,2015.
- [11] 袁勇,张小龙,田莹,等. 大型复杂结构高强耐热镁合金舱体热处理工艺研究[J]. 航天制造技术,2015(6): 1-6.
- [12] 王其龙,吴国华,候正全,等. 冷却速度对 Mg-Gd-Y-Zr 合金组织和固溶行为的影响[J]. 中国稀土学报,2009,27(4): 539-545.
- [13] GUAN K, MA R, MENG J, et al. Modifying microstructures and tensile properties of Mg-Sm based alloy via extrusion ratio[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(3): 1 098-1 109.
- [14] GROBNER J, ZHU S M, NIE J F, et al. Phase equilibria and transformations in ternary Mg-Gd-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2015, 90(15): 400-416.
- [15] LI G, ZHANG J. Development of high mechanical properties and moderate thermal conductivity cast Mg alloy with multiple RE via heat treatment[J]. Journal of Materials Science and Technology, 2018, 34(7): 18-26.
- [16] DRITS M E, ROKHLIN L L, ORESHKINA A A, et al. Principles of alloying heat resistant alloys based on magnesium[J]. Metally, 1982(5): 98-103.
- [17] 肖阳,张新明,陈建梅,等. Mg-15Gd-0.6Zr 合金的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报,2006,16(11): 1 888-1 894.
- [18] 林丹,王磊,孟凡强,等. 时效态 Mg-10Gd-3Y-0.6Zr 合金的拉伸断裂行为[J]. 北京科技大学学报,2010,32(9): 1 192-1 197.
- [19] 王超群,赵君文,李虎,等. 多级强化固溶处理对 7050 铝合金厚板强度和断裂韧性的影响[J]. 中国有色金属学报,2012,22(6): 1 546-1 554.
- [20] LIU X, CUI J, WU X, et al. Phase growth in diffusion couples under a low frequency alternating magnetic field[J]. Scripta Materialia, 2005, 52(1): 79-82.
- [21] HU X, PENG L, QIAN S, et al. Effects of intermediate frequency magnetic field on the solution treatment of Mg-Gd alloy[J]. Materials Letter, 2014, 123: 238-241.
- [22] 路君,曾小勤,丁文江. 晶粒度与合金强度关系[J]. 轻金属,2008(8): 59-64.
- [23] LIU B, CHEN Z, WANG Y X, et al. The effect of an electric field on the mechanical properties and microstructure of Al-Li alloy containing Ce[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A313: 69-74.
- [24] 江善尧,陈舸,肖旅,等. 热等静压工艺对高稀土 Mg-Gd 合金扩散迁移及微观组织的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(3): 278-282.
- [25] DING Z B, ZHAO Y H, LU R P, et al. Effect of Zn addition on microstructure and mechanical properties of cast Mg-Gd-Y-Zr alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(4): 722-734.
- [26] 陈巧旺. 低 Gd 含量 Mg-Gd 系铸造镁合金组织与性能研究[D].重庆:重庆大学,2017.
- [27] 蒲治军,陈东杰,张奎,等. 关于镁合金中长周期有序结构的研究综述[J]. 材料导报,2017, A31(4): 79-93.
- [28] WU Y J, ZENG X Q, LIN D L, et al. The microstructure evolution with lamellar 14H-type LPSO structure in an $Mg_{96.5}Gd_{2.5}Zn_1$ alloy during solid solution heat treatment at 773 K[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2009, 477(1-2): 193-197.
- [29] 曾小勤,吴玉娟,彭立明,等. Mg-Gd-Zn-Zr 合金中的 LPSO 结构和时效相[J]. 金属学报,2010,46(9): 1 041-1 046.
- [30] LI D J, ZENG X Q, DONG J, et al. Microstructure evolution of Mg-10Gd-3Y-1.2Zn-0.4Zr alloy during heat-treatment at 773 K[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2009, 468(1-2): 164-169.
- [31] PANG S, WU G H, LIU W C, et al. Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of sand-casting Mg-10Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2013, A562: 152-160.
- [32] ZHU S M, NIE J F. On the unexpected formation of rare earth hydrides in magnesium-rare earth casting alloys[J]. Scripta Materialia, 2014, 77: 703-711.
- [33] 王其龙,吴国华,候正全,等. 固溶处理对差压铸造 GW103K 合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2009,29(3): 232-236.
- [34] GAO Y, WANG Q, GU J, et al. Behavior of Mg-15Gd-5Y-0.5Zr alloy during solution heat treatment from 500 to 540 °C[J]. Materials Science and Engineering, 2007, A459(1-2): 117-123.
- [35] PENG Q M, MA N, MENG J, et al. Strain induced GdH_2 precipitate in Mg-Gd based alloy[J]. Intermetallics, 2011, 19(3): 382-389.
- [36] 郑开云. Mg-Gd-Nd-Zr 系高强耐热镁合金组织与性能研究[D].上海:上海交通大学,2008.
- [37] 郑伟文,李兴刚,张奎,等. Mg-xGd-Zr 合金均匀化处理过程中方块相的显微结构[J]. 中国有色金属学报,2015,25(5): 1 136-1 141.

(编辑:张正贺)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |