

引文格式: 田光元, 王俊升. 高强高模铸造镁锂合金的制备及性能综述[J]. 航空制造技术, 2025, 68(8): 94-104.

TIAN Guangyuan, WANG Junsheng. A review of preparation and performance of high-strength and high-modulus casting Mg-Li alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2025, 68(8): 94-104.

高强高模铸造镁锂合金的制备及性能综述

田光元¹, 王俊升^{1,2}

(1. 北京理工大学材料学院, 北京 100081;

2. 北京理工大学前沿交叉学院, 北京 100081)

[摘要] 具有高比强度和延展性的轻质金属——镁锂合金是汽车、航空航天和国防工业最具吸引力的结构和功能材料之一,但是镁锂合金强度低和模量低严重制约了其工业应用。因此,本文综述了高强高模铸造镁锂合金不同类型的制备加工工艺(合金化,铸造工艺、热处理和复合化)以及研究现状,为研究人员开发高强高模镁锂合金提供新思路。同时,分析了不同类型的制备工艺的优势与局限性,并对未来的发展前景和研究方向进行了展望。最后总结了高强高模铸造镁锂合金的发展方向。

关键词: 高强度; 高模量; 镁锂合金; 热处理; 复合材料

A Review of Preparation and Performance of High-Strength and High-Modulus Casting Mg-Li Alloy

TIAN Guangyuan¹, WANG Junsheng^{1,2}

(1. School of Materials Science & Engineering, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China;

2. Advanced Research Institute of Multidisciplinary Science, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

[ABSTRACT] Magnesium-lithium alloy, lightweight metal with high specific strength and ductility, is one of the most attractive structural and functional materials for the automotive, aerospace, and defense industries. However, its industrial applications are severely limited by its low strength, and low modulus. Hence, the preparation and processing (alloying, casting, heat-treatment and compounding), and research progress of various types of high-strength, and high-modulus casting Mg-Li alloys were summarized in this paper, which provides new ideas for researchers to develop high-strength and high-modulus Mg-Li alloys. Meanwhile, the advantages and limitation of preparation processes of different types were discussed, and the future development prospect and research direction were proposed. Finally, the development direction of the high-strength and high-modulus casting magnesium-lithium alloy is concluded.

Keywords: High strength; High modulus; Mg-Li alloy; Heat treatment; Composite materials

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2025.08.094

迄今为止,镁锂合金被认为是最轻的合金材料,其密度为 1.35~1.65 g/cm³。因其具有超轻、较高的比强度和比刚度、优异的加工成形性和可回收性,并且其密度仅为铝合金的 1/2~1/3 或其他镁合金的 2/3~3/4,而成为航空航天、医疗器械、军事、汽车和 3C 产业等领域最理想、最有应用前景的结构材料^[1-2],被誉为“21 世纪绿色

工程金属结构材料”。镁锂合金研究起源于 1910 年德国 Masing 等研究镁与其他活泼金属 (Li、Na、K) 相互作用时的意外发现,即锂与镁之间能发生相互的结构转变(根据合金中 Mg 和 Li 质量分数的不同比例,其结构由 HCP 转向 BCC)^[3-4]。这一发现为 Mg-Li 合金的后续发展奠定了理论基础,图 1^[5-11]展示了镁锂合金的发

展历程(1910年-今)。纵观世界各国对镁锂合金的研究,相信此材料一定会成为现代科技轻量化需求的重要材料之一。

尽管镁锂合金相对其他合金体系具有诸多优势,但镁锂合金强度不足和固有模量低是制约其广泛发展的两个严重问题,要想获得一种新型合金且同时具备这两个良好指标是非常困难的,这也是镁锂合金服务于工程的主要障碍。因此,开发制备高强度和高模量的镁锂合金成为促进镁锂合金工业应用发展的迫切需求。

为解决这些问题,近年来科学家们开展了大量研究工作。为此,本文基于已公开发表的最新研究,对高强高模铸造镁锂合金的制备加工工艺(铸造工艺、热处理、合金化和复合材料)和研究现状与应用以及未来发展前景进行了介绍,为研究人员提供解决镁锂合金缺陷的思路和节约时间成本。同时,当前镁锂合金存在的问题有望在未来研究中得以解决。

1 高强高模铸造镁锂合金制备的可行途径

1.1 铸造工艺

本文列举了多种镁锂合金的制备方法,包括重力铸造、压铸、快速凝固以及挤压铸造等,并对其进行了综述。表1展示了不同制备方法的优缺点。

1.1.1 重力铸造

高强度、高模量铸造镁锂合金的制备方法一般以重力铸造为主。但是,由于镁和锂都属于活泼金属,在制备过程中容易被氧化和发生剧烈燃烧,若在大气环境下熔炼和加工制备,则需要使用覆盖剂保护技术。熔炼过程中加入覆盖保护剂(LiCl:LiF=3:1,质量分数)阻隔镁和锂与空气接触,同时通入 CO_2+SF_6 混合保护气体,但该制备方法在高温熔炼过程容易产生有毒气体

(Cl_2 、 SO_2 等)污染环境。因此,未来对于新型无害环保的覆盖剂的研究将是镁锂合金研究的一项课题。近年来大量研究采用了真空熔炼技术,成为制备镁锂合金最有效的方法。真空熔炼的流程较为固定:先加料然后抽真空;再通入惰性保护气体;最后开始熔炼。因真空熔炼技术相对于大气环境熔炼技术,能获得质量更高的镁锂合金,同时,真空熔炼后所获铸锭中主要的夹杂物来源于原料本身,熔炼过程中不会产生新的杂质。因此,真空熔炼是目前制备镁锂合金中可获得成分最稳定铸锭且保护效果最佳的工艺。Song等^[12]采用真空感应法熔炼制备了超轻高强Mg-10Li-3Al-3Zn-xY合金,抗拉强度(UTS)高达244 MPa。Meng等^[13]使用真空感应熔炼制备了超轻合金(Mg-8Li-1Al-1Zn),该合金的断后伸长率为9.2%,抗拉强度为233.38 MPa。同样,Zhu等^[14]通过真空熔炼获得了Mg-5Li-1Al-0.5X(X为钇(Y)或钕(Nd))合金,Mg-5Li-1Al-0.5Y合金的抗拉强度(150 MPa)和塑性(23.5%)高于Mg-5Li-1Al-0.5Nd合金(强度136 MPa、塑性17.1%),原因是因为 Al_2Y 均匀分布在晶粒和晶界处,可提高强度和延伸率(EL);而 Al_2Nd 聚集在三重晶界处,降低了晶界间结合力。

但是,真空熔炼过程无法进行扒渣及净化熔体,且熔炼量有限,相比于大气熔炼,真空熔炼成本较高。因此,进一步改进真空熔炼技术,研发更合适的熔体保护及净化工艺,不仅能进一步提升镁锂合金的质量和力学性能,也能促进镁锂合金的工业推广。

1.1.2 压铸

压铸法是将熔化的镁锂合金熔体在高速、高压的情况下注入精密的金属型腔内使其快速成形^[15]。根据型腔的不同分为热室压铸和冷室压铸,如图2所示^[16]。热室压铸是将压室浸入熔体中,需要长时间加热(400~500

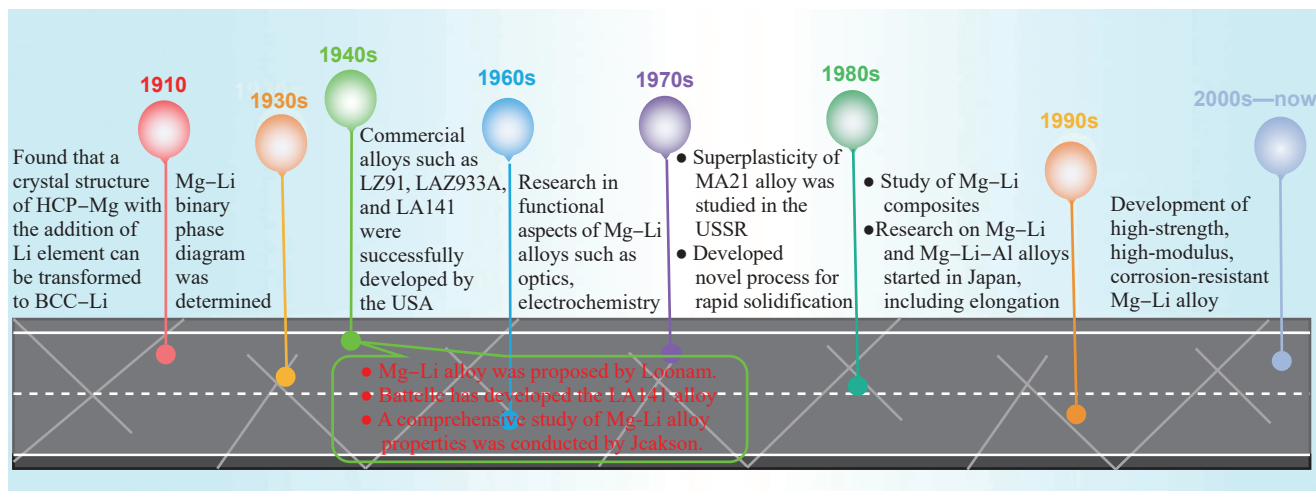


图1 镁锂合金的发展历程^[5-11]

Fig.1 Development history of Mg-Li alloys^[5-11]

表 1 重力铸造、压铸、快速凝固和挤压铸造 4 种铸造工艺的优缺点

Table 1 Advantages and disadvantages of 4 casting technologies of gravity casting, die casting, rapid solidification, and squeeze casting

方法	优点	缺点
重力铸造	低成本；模具能重复使用，并且可以获得寿命长、生产效率高的铸件；金属型模具可获得表面质量好、精度高且性能优异的铸件	熔炼过程使用的覆盖剂高温易释放有毒气体 (Cl ₂)；熔体补缩效果差，容易产生缩孔等缺陷
压铸	熔体能够在短时间内充型，减少与模具接触时间；可以用于制备薄壁材料	相对重力铸造，成本高；只适用于流动性较高的金属；熔体充填型腔速度快，容易造成卷气等现象；不易加工凹凸复杂铸件
快速凝固	熔体冷却速度快，增大过冷度，提升合金的溶解度；细化晶粒组织，降低成分偏析，有利于形成亚稳相	成本高；操作繁琐；使用范围窄
挤压铸造	减少孔隙率；细化晶粒组织，适用于自动化操作	不适合生产复杂零部件；模具寿命短；成本高；易引起模具产生温度梯度变化，致使铸件产生宏观偏析，影响铸件质量

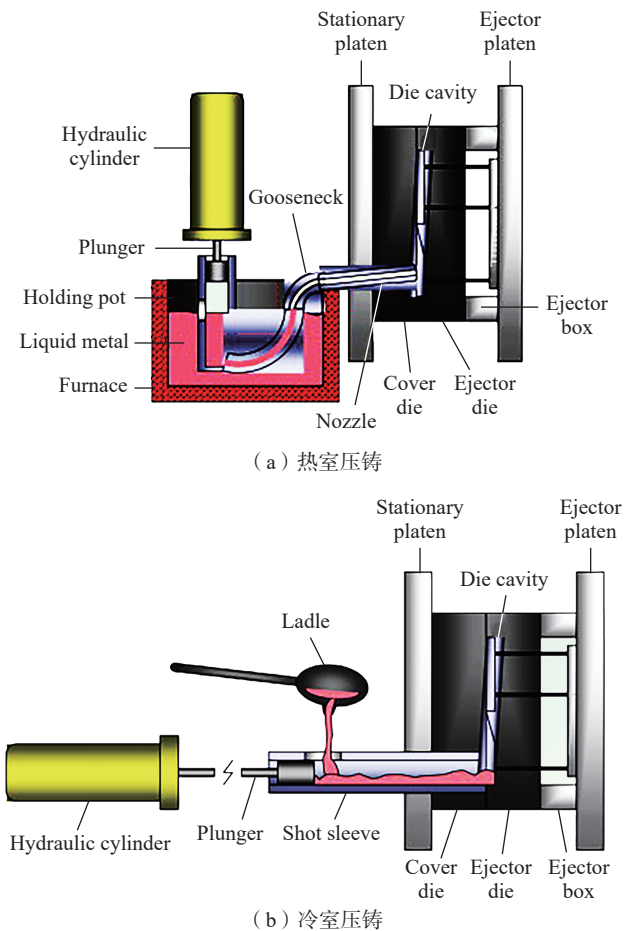


图 2 不同类型压铸示意图^[16]
Fig.2 Schematics of different types of die castings^[16]

℃), 压射部件位于熔体上部。然而, 因镁锂合金中含有较为活泼的 Li 元素, 为避免合金氧化, 故冷室压铸成为主流。冷室压铸需要将镁锂合金熔体通过手动或自动给料机将熔体加入喷丸缸, 然后通过高速、高压喷射成形。相比热室压铸, 冷室压铸具有许多明显优势: (1) 不需要长时间高温加热; (2) 较短时间内限制了镁锂熔

体与金属腔室的接触时间, 减少熔体与模具和空气的反应机会; (3) 快速压铸可以用于制备较薄的镁锂合金零部件。Acikgoz 等^[17] 通过压铸方法制备了 Mg-8Li-2Al-1.5X (Sn, Nd, Ca) 合金, 其铸态合金的抗拉强度分别为 136 MPa、129 MPa 和 125 MPa, 同时, 研究表明 Mg-8Li-2Al-1.5Sn 合金具有较好的耐腐蚀性, 归因于合金中形成了具有保护性的 Mg₂Sn 相。Regenera 等^[18] 在冷压室中通过高压压铸法获得了 Mg-10.7Li-0.6Al-0.35Zn 合金, 其抗拉强度和屈服强度分别为 177 MPa 和 160 MPa, 同时该合金的塑性高达 17.3%。

然而, 镁锂合金压铸过程中, 由于压射速度快, 熔体在填充过程中容易造成絮流或卷气现象, 导致工件表面或内部出现气孔等空洞缺陷, 并且, 冷室压铸不适用生产大型、厚壁的结构件。因此, 对于如何在工业中生产出高质量高厚壁的结构铸件, 如何提高其成品加工率是镁锂合金冷室压铸所面临的主要挑战。

1.1.3 快速凝固

快速凝固技术 (Rapid solidification, RS) 是一种先进金属材料制备新技术, 是将高温液态熔体通过分散的液滴快速转变为室温下或环境温度下的固态合金材料, 主要分为雾化、带状或箔片铸造、喷涂沉积^[19]。快速凝固过程能够提升熔体的凝固速度, 使过冷度提高, 增加固体溶解度。此方法有利于凝固过程生成大量的非平衡或亚稳态结晶相, 降低成分偏析。同时, 高凝固速率对合金的微观组织也造成了深远影响, 包括晶粒大小、形状以及存在数量。Li 等^[20] 通过快速凝固技术制备了耐腐蚀 Mg-13Li-3Al-1Zn-0.5Sr-0.5Ca 合金, 表明 RS 可以显著提升合金的极化电阻及降低腐蚀电流密度, 提升合金的耐腐蚀性, 同时也有利于合金的微观组织和力学性能的优化提升。Matsuda 等^[21] 通过快速凝固技术成功制备了一种具有高延展性和热稳定性的 Mg-13Li-4Si-1Ag 合金, 归因于 RS 处理致使镁锂合金具有较高的冷却速率,

使其产生具有均匀成分及精细的 Mg_2Si 金属间相,从而提升了合金的硬度和强度。Wu 等^[22]通过快速凝固工艺制备了超细晶粒 $Mg-13Li-3Al-Zn-0.5Ca-0.5Sr$ 合金,解决了传统铸锭加工方式无法改善晶粒的机械性能和腐蚀行为的问题,所制备的合金晶粒尺寸最小达到 $4.2 \mu m$,根据 Hall-Petch 关系式,细化晶粒显著提升了合金的强度。同时,研究表明细化晶粒提高了 $Mg-13Li$ 合金的极化电阻,降低了腐蚀电流密度,从而提升了合金的耐腐蚀性。

RS 的使用不仅可以提升镁锂合金的性能,还有利于开发出材料的潜在性能、消除有害相,从而获得高强镁锂合金。虽然当前 RS 技术已趋向成熟阶段,但是其存在成本高、操作复杂以及使用范围窄的缺点限制了其推广。因此,未来应该持续尝试协同和同时模拟几种新一代材料以及加工技术创新,逐步简化 RS 处理技术的操作步骤和使用范围,扩大其在较难加工材料合成中的用途。

1.1.4 挤压铸造

挤压铸造是重力铸造和加压铸造的结合工艺,也称为液态锻造。通常是将熔融的金属熔体以最小的湍流引入到预热的模具中,填充完毕后使用柱塞缓慢向封闭的模具中施加高压的一种工艺^[23]。通常分为直接挤压铸造和间接挤压铸造。其中,挤压铸造的主要工艺变量为熔体体积、铸造温度、模具温度、压力大小以及压力持续时间。Park 等^[24]使用挤压铸造方法开发制备了质量分数为 0、1%、3% 的高强和轻质的 $Mg-15Li-xAl$ 合金,这主要源于挤压铸造对晶粒组织的细化,增加了合金的强度和延展性。同时,挤压铸造由于施加压力和缓慢的填充,挤压铸件相对没有收缩和气孔等缺陷,因此,挤压铸造也适用于自动化操作。但是,由于熔体合金对模具产生温度梯度分布,会形成宏观偏析,导致铸件不均匀的微观组织和机械性能。如当铸件中存在较强元素的偏析时,共晶组织将被从固体中挤出,渗透到表面产生缺陷,且不适合复杂零部件的加工。表 1 中展示了挤压铸造的优缺点。

Kim 等^[25]采用挤压铸造制备了 $Mg-5Li-3Al-1Sn-0.4Mn$ 合金,合金的显微组织因挤压过程中产生严重的变形而在挤压方向上被拉伸。因此,挤压铸造提升了此合金的抗拉强度,强度可高达 258 MPa,延伸率为 16.0%。Guo 等^[26]在较低温度 ($250 \text{ }^\circ\text{C}$) 和挤压比为 2.78/4 的条件下进行了热挤压试验,在热挤压过程中合金发生了动态再结晶且细化了晶粒尺寸, $Mg-5Li-3Sn-2Al-1Zn$ 合金表现出最佳的强度 (270 MPa) 和塑性 (21.03%)。Park 等^[27]研究了 $Mg-Sn-Al-Zn$ 合金以 9~27 m/min 的高出口速度间接挤压工艺对合金力学性能的影响,挤压合金的强度随着挤压速度的增加而降

低。其中,9 m/min 的挤压速度下,合金的抗拉强度高达 271 MPa,延伸率可达 13.4%。

1.2 热处理提升镁锂合金的强度和模量

在如今轻量化快速发展的时代,高性能镁锂合金可以通过热处理工艺轻松实现。众所周知,热处理工艺可以消除材料内部结构缺陷和应力,同时使得合金发生相的转变以提升合金的性能^[28-29]。镁锂合金中常用的热处理种类为固溶处理和时效处理。根据二元 $Mg-Li$ 相图可知, Mg 和 Li 之间的相变在一定温度范围内不会发生转变,适合固溶强化和时效强化。因此,刘斌等^[30]研究了不同热处理工艺对 $Mg-9Li-Zn$ 合金组织性能的影响,发现 $200 \text{ }^\circ\text{C}$ 热处理后,基体中 $\alpha-Mg$ 相发生球化反应,提升了合金的抗拉强度。

Wei 等^[31]通过简单热处理和真空熔炼制备了 $Mg-8.5Li-7.5Zn-1.5Y$ 铸造合金,屈服强度从 98.4 MPa 显著提升至 271.4 MPa,归因于 $\beta-Li$ 基体中均匀分布的大量针状 $\alpha-Mg$ 析出物。Li 等^[32]研究了 $330\sim 390 \text{ }^\circ\text{C}$ 下固溶处理对 $Mg-5Li-3Al-2Zn-2Cu$ 合金显微组织和硬度的影响。热处理后,随着固溶温度的升高,铸态基体中的 $AlLi$ 相几乎全部溶解,分解的 Al 和 Li 原子起到了固溶强化的效果,提升了合金的硬度。Shen 等^[33]研究了热处理对真空感应铸造制备的 $Mg-10Li-3Al-3Zn-0.22Si$ 合金组织和力学性能的影响,发现热处理过程中,镁锂合金中富 Li 相发生了相转变,高温下溶解在基体中引起晶格畸变和弹性应力场,阻碍位错运动从而提升合金的强度。该合金在 573 K 固溶处理后具有优异的机械性能 (抗拉强度 253 MPa、屈服强度 203 MPa),相比铸态 UTS 提升了 49%。Wang 等^[34]通过对真空感应熔炼获得的 $Mg-8Li-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr$ 合金进行热处理,形成了长周期堆积有序相 (LPSO),不仅提升了合金的抗拉强度 (221 MPa),而且将合金整体的弹性模量 (44.1 GPa (铸态) 提升至 47.4 GPa)。Maurya 等^[35]研究了通过重力铸造获得的铸态 $Mg-9Li-7Al-1Sn$ 在固溶处理过程中力学性能的变化,发现固溶处理提升了合金的硬度 (0.99 GPa) 和弹性模量 (56.37 GPa)。Peng 等^[36]为获得高强度的合金,采用不同温度的热处理工艺对真空感应重力铸造制备的 $Mg-6.25Li-3.5Al-3Y$ 合金进行了研究,结果表明,在 $400 \text{ }^\circ\text{C}$ 保温 30 min 后合金获得了最佳抗拉强度 (182 MPa) 和 12.7% 的延伸率,相对铸态提升了 35.82% 和 36.56%。

综上所述,热处理可以从析出物、相转变以及显微组织等多方面对镁锂合金产生作用,对镁锂合金的强度和弹性模量产生有利效果。但是,热处理对镁锂合金的影响还与合金化元素的种类以及热处理方式有关。正如 Li ^[37] 和 Ji ^[38] 等发现合金在低温自然时效过程中均发

生了时效软化现象,归因于时效过程中析出了大量非共格的质软稳定的 AlLi 相,随着时效时间的延长发生了聚集长大粗化现象。

1.3 合金化提升镁锂合金的强度和模量

目前,合金化是一种简单易行且有效的提升镁锂合金性能的基本方法,主要受合金元素在镁锂基体中固溶度的影响。添加合金化元素并通过固溶强化、时效强化和沉淀强化等手段提高镁锂合金的综合性能。其中,常用的合金化元素主要有 Al、Zn、Zr、Mn、Si、Ca 和 RE 等。目前,镁锂合金中研究最多的是以 Al 和 Zn 作为主要合金化元素的 Mg-Li-Al (LA) 系、Mg-Li-Zn (LZ) 系和 Mg-Li-Al-Zn (LAZ) 系合金。

Al 元素在 Mg 中的固溶度质量分数为 12.7%,密度为 2.72 g/cm^3 ,固溶度相对较低。在 $(\alpha+\beta)$ 双相以及 β 相中主要以弥散强化和固溶强化为主用于提升镁锂合金的力学性能。根据经典 Hume-Rothery 固溶体理论^[39],可知固溶度主要受合金元素的原子尺寸、晶体结构以及电负性等因素的影响。故因原子半径的差异,Al 元素固溶进 Mg-Li 基体中将引起晶格畸变,增加位错运动阻力,起到固溶强化的效果。同时,当合金中同时存在 Al 元素和稀土 (RE) 元素时,Al 和 RE 将反应生成具有弥散分布的高熔点、高模量的第二相,既起到弥散强化,又提升了合金的模量。Xiong 等^[40] 通过研究 Al 含量对真空重力铸造获得 Mg-8Li-xAl-0.5Ca (x 为质量分数取 0、3%、6% 和 9%) 合金微观结构和力学性能的影响,发现挤压态 Mg-8Li-6Al-0.5Ca 具有良好的综合性能,抗拉强度为 251.2 MPa,延伸率为 23.5%,由于合金中生成了 Al_2Ca 、 MgLi_2Al 等金属间化合物,起到了细化晶粒、固溶强化的效果。同样的, Ma 等^[41] 通过研究铸态和挤压态 Mg-6Li-xAl-0.8Sn ($x=0、1%、3% \text{ 和 } 5%$) 合金也发现添加 Al 能提升合金的力学性能。Rahulan 等^[42] 以真空重力铸造制备的 Mg-5Li-xAl ($x=0、2%、4%$,质量分数) 合金为研究目标,研究了不同含量的合金化 Al 元素对目标合金力学性能和硬度的影响。当 Al 含量为 4% 时,合金的综合性能最佳,其中抗拉强度高达 245 MPa,屈服强度为 159 MPa 和维氏硬度高达 100HV。然而,在 LA 合金体系中, MgLi_2Al 金属间化合物是一种亚稳态的强化相,时效过程中会发生相转变,分解为质软稳定的 AlLi 相,造成时效软化现象。Maurya 等^[35] 对真空重力铸造制备的 Mg-9Li-7Al-1Sn 合金进行低温时效 (50 °C 和 100 °C),也观察到了同样的现象。

Zn 元素与 Mg 元素具有相同的晶体结构 (HCP),且原子半径相差不大,在 Mg 中的性能与 Al 相似,易与 Mg 形成连续固溶体。虽然 Zn 在 Mg 中的固溶度为 6.2%,但是 Zn 元素的密度较大 (7.14 g/cm^3),故镁锂合

金中不宜加入过高含量锌,否则不利于镁锂合金的轻量化。Ouyang 等^[43] 研究了不同 Zn 含量对真空感应熔炼制备的 Mg-8Li-xZn-1Gd ($x=1%、2%、3%、4%$) 合金显微组织和力学性能的影响。合金的强度随着 Zn 含量的增加而提高,归因于细条状 W 相的第二相强化和 Zn 元素的固溶强化。Zhang 等^[44] 通过 Zn 元素合金化,有效提高了 BCC 结构 Mg-13Li 合金的强度 (抗拉强度 300 MPa),同时形成了具有有序 B2 结构的富锌颗粒,提升了合金的杨氏模量。Ji 等^[45] 通过研究真空感应熔炼制备的 Mg-10Li-5Zn-0.5Er 合金发现,引入 Zn 元素后,合金的强度提升至 223 MPa;加之 Zn 与 Er 形成 W 相,细化了合金晶粒。

此外,Zn 元素的添加对 LZ 系合金也存在不足之处。如前所述,与高 Al 含量的镁锂合金相似,容易出现合金组织和性能稳定性差、产生过时效现象的问题,原因是 LZ 合金系中同样会发生 MgLi_2Zn 亚稳相向 MgLiZn 相转变,导致合金强度降低。正如, Ji 等^[38] 以重力铸造制备的 Mg-10Li-5Zn 合金为基体,时效过程中也观察到了时效软化,原因是在时效过程中合金中的 Li/Zn 原子逐渐取代了析出物中的 Mg 原子。

为了解决 LA、LZ 和 LAZ 系等合金的时效软化、耐腐蚀性差等问题,大量研究趋向于添加稀土元素。在镁锂合金中,稀土元素不仅能起到固溶强化、细晶强化和第二相强化的作用,同时也能提升镁锂合金的弹性模量,获得高强、高模镁锂合金。稀土元素在含 α -Mg 和 β -Li 两相的镁锂合金中能够与 Mg、Al 和 Zn 等元素形成多种金属间化合物,如 Mg_3RE 、 AlRE 、 Al_2RE 、 $(\text{Mg}, \text{Al})_3\text{RE}$ 等,作为镁锂合金中的异质形核位点,起到细化共晶组织的作用。同时,稀土元素的扩散能力较差,能够提升镁锂合金的再结晶温度,形成高热稳定性和高模量的颗粒相,进一步提升镁锂合金的高温强度和模量。此外,添加 RE 还可以起到净化熔体、改善铸造镁锂合金的性能和提升耐腐蚀性等。镁锂合金中常见的稀土元素有 Y、Nd、Sc、Gd、La 等。因此,对典型添加稀土元素的镁锂合金力学性能 (表 2) 和 Mg-Li-RE 合金弹性模量的变化 (表 3) 进行了总结,便于科研人员根据急需快速筛选成分。

1.4 增强相提升镁锂合金的模量

由于镁及其合金的固有弹性模量较低,严重制约了其在航空航天、军事等领域的应用。目前,除了合金化以外,要获得高模量的镁锂合金,引入高模量的第二相粒子以提升弹性模量也是一种最直接有效的方法,使得近年来镁锂基复合材料的研究与开发也取得了很大进展。与大多数的镁基合金一样, Mg-Li 基合金可由多种增强相强化,其中常用的 Mg-Li 基强化的第二相颗粒有 Al_2O_3 、

表 2 含稀土元素的镁锂合金的力学性能

Table 2 Mechanical properties of Mg-Li alloy containing rare earth (RE) elements

化学成分	制备工艺	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	延伸率/%
Mg-8Li-4Zn-1Gd ^[43]	热处理	154.7	197.0	12.4
Mg-8Gd-6Li-2Y-1Zn ^[46]	热挤压	202.2	243.2	10.7
Mg-9Li-3Al-1Sn-1Y ^[47]	铸造	118.0	148.0	21.0
Mg-10Li-3Al-3Zn-0.5Y ^[12]	铸造	220.1	234.6	6.2
Mg-14Li-1Al-0.1Yb ^[48]	铸造	—	197.0	12.3
Mg-14Li-1Al-0.1Yb ^[48]	低温轧制	—	241.0	31.1
Mg-8Li-1Al-0.6Y-0.6Ce ^[49]	轧制	—	219.0	35.0
Mg-8Li-1Al-0.6Y-0.6Ce ^[50]	轧制	245.0	280.0	13.8
Mg-10Li-5Zn-0.5Er ^[45]	铸造	198.0	223.0	14.7
Mg-10Li-3Al-3Zn-0.22Si ^[33]	热处理	203.0	253.0	27.0
Mg-9Li-2Al-0.5Sc ^[51]	挤压 / 循环锻造	—	205.0	150.0
Mg-8Li-3Al-2Sn ^[52]	铸造	218.0	259.0	19.0
Mg-8Li-3Al-2Zn-0.5Nd ^[53]	铸造	180.0	215.0	21.2
Mg-5Li-3Al-2Zn-0.8Sn-1.2Y ^[54]	铸造	166.2	228.6	14.8
Mg-5Li-3Al-2Zn-0.7La ₂ O ₃ ^[55]	热挤压	229.0	280.0	—
Mg-2.76Li-3Al-2.6Zn-0.39Y ^[56]	多向锻造 / 轧制	207.0	275.0	28.0

表 3 含稀土元素的镁锂合金的弹性模量

Table 3 Elastic modulus of Mg-Li alloy containing RE elements

化学成分	制备工艺	弹性模量/GPa
Mg-8Li-4Y-2Er-2Zn-0.6Zr ^[34]	热处理 + 冷轧	48.9
Mg-7Al-5Li-5Y-2Zn ^[57]	铸造	52.9
Mg-9Li-7Al-1Sn ^[58]	热处理 + 热机械加工	58.8
Mg-9Li-7Al-1Sn-1Zn ^[58]	热处理 + 热机械加工	59.6
Mg-8Gd-4Y-Nd-Zr-Si ^[59]	热处理	51.0
Mg-12Gd-1Zn-0.5Zr-0.5Ag-6Al-5Li ^[60]	铸造	52.0
Mg-2Y-1Pb ^[61]	铸造	46.3

SiC、B₄C、Al₂Y、Mg₂Si、ZrO₂、BN、SiO₂、MoS₂等^[62],表4展示了增强相颗粒的物理性能。

Whalen等^[65]通过粉末冶金法成功制备了Mg-14Li-1.5Al-B(LA141-xB)镁锂基复合材料。随着硼加入量的增加,Mg-Li复合材料的刚度显著提升。当硼含量为30%时,其弹性模量相对LA141(50.2 GPa)提升了101.39%。表5展示了Mg-B和Mg-Li-B(LA141)复合材料的物理性能。

Gonzalez-Doncel等^[10]利用箔冶金技术制备了双相镁锂合金复合材料(Mg-9Li-5B₄C)。与基体材料

(Mg-9Li)相比,Mg-9Li-5B₄C颗粒复合材料具有更高的室温力学性能,且弹性模量由45 GPa增加至49 GPa。主要归因于Li₂O和B₄C化合物的存在。

Yu等^[66]通过原位反应与铸造相结合的方法研究了Mg-xLi(x=6%、5%、8%、11%,质量分数)合金及MgO/Mg₂Si颗粒复合材料的力学性能,其复合材料的强度和模量都高于基体材料。当Mg-11Li合金中添加了10% MgO/Mg₂Si,其复合材料的弹性模量显著增加,相对基体(35.4 GPa)增加了75.14%。

Zhang等^[67]在复合材料中添加了Al₂Y或SiC颗粒,

表 4 各种典型增强相颗粒的物理性质

Table 4 Physical properties of various typical enhanced phase particles

增强相	密度/ (g/cm ³)	熔点/ ℃	弹性模量/ GPa
SiC ^[52]	3.21	2700	480
B ₄ C ^[52]	2.52	2450	360~460
Al ₂ O ₃ ^[52]	3.98	2050	410
SiO ₂ ^[52]	2.66	1650	73
ZrO ₂ ^[52]	5.89	2680	132
AlN ^[52]	3.25	2300	350
BN ^[52]	2.25	3000	90
Mg ₂ Si ^[63]	1.99	1085	120
Al ₂ Y ^[64]	3.93	1458	158

表 5 Mg-B 和 Mg-Li-B 复合材料的物理性能^[55]

Table 5 Physical properties of Mg-B and Mg-Li-B composites^[55]

基体	B 含量/ %	密度/ (g/cm ³)	弹性模量/ GPa	$\sigma_{0.2}$ (Compression) / MPa
Mg	0	1.75	43.2	187
Mg	25	1.87	79.2	240
LA141	0	1.53	50.2	180
LA141	10	1.64	68.1	214
LA141	20	1.75	79.3	220
LA141	30	1.77	101.1	244

通过搅拌铸造制备了 Mg-14Li-3Al (LA143) 基复合材料 (LA143/Al₂Y 和 LA143/SiC), 研究了颗粒 / 基体界面对复合材料的影响。结果表明, 复合颗粒能提升基体 (LA143) 的模量, 尤其是 LA143/Al₂Y 复合材料 (55.0 GPa) 高于 LA143/SiC 复合材料 (50.2 GPa)。这主要是由于金属间化合物与基体的物理相容性优于陶瓷颗粒。同样的, Li 等^[68]也发现了相同的结论, 证明了超细 Al₂Y 颗粒增强 Mg-Li 基复合材料的力学性能具有较大潜力。

在镁锂基复合材料中, 虽然颗粒增强镁基复合材料表现出诸多优点, 但就目前的研究现状来看, 增强体与镁锂基之间较弱的界面结合和不利的镁锂基复合材料的界面反应降低了复合材料的性能; 纳米增强体在基体中存在团聚、分散不均匀等现象。大多数镁锂基复合材料绝对强度低、耐腐蚀性差、室温过时效、制备成本过高等难点问题仍缺乏改善有效手段。因此, 为了进一步提升镁锂基复合材料的性能, 未来研究应集中在开发新的制备工艺和增强体、深入研究镁锂基复合材料的界面反应、优化界面组织结构、提高增强体与镁锂基复合材

料的润湿性等方面, 以提升复合材料的综合性能。开发相应的表面防护技术提升镁锂基合金及其复合材料的耐腐蚀性, 实现多种材料制备和加工技术紧密结合, 如超声波振动法、电磁搅拌以及等径角挤压技术等有机结合, 制备高强度、高模量的镁锂合金。

2 高强高模铸造镁锂合金的应用前景

2.1 航空航天和军事领域

随着航空航天以及军事技术的快速发展, 轻量化成为航空航天领域的永恒目标。航空航天器件实现轻量化最有效的途径是采用超轻材料。高强高模镁锂合金具有优异的综合性能并且其密度也仅为 1.35~1.7 g/cm³, 用其替代传统铝合金可以显著降低航空航天飞行器零部件的质量, 以此获得高速、高机动性。在军事上, 提升了战斗机的战斗力、生存能力以及经济效益。

在 1960—1967 年, 洛克希德导弹与太空公司和 IBM 开发了 Saturn-V 登月火箭、Stern-V 航天飞机用镁锂合金部件 (仪表盘、防护罩、宇宙防衬壁板等)^[69-70]。相对于欧美等国, 我国镁锂合金的研发起步较晚, 2008 年神舟七号载人飞船发射的同时释放的伴飞卫星采用了轻型镁锂合金材料作为主结构框架, 降低了飞船的负载 (卫星质量小于 40 kg)^[71]; 2017 年中国铝业郑州研究院开发的超轻镁锂合金成功用在了四旋翼防爆无人机和中国某型号军机吊舱, 质量相对铝合金降低了 46%。

在军事武器领域, 高强高模镁锂合金因其超轻、高比强度、比刚度以及高阻尼性和电磁屏蔽性发挥了超强效果。例如, 法国的 AMX-30 坦克 CN105F1 型 105mm 线膛炮身管热护套采用了镁合金; 美国的民兵式导弹加速器外壳和发射器瞄准装置零件^[3]。

但是, 超轻镁锂合金当前面临强度低、过时效现象。为了扩大镁锂合金的工程应用量, 在保持超轻的前提下, 将合金化、热处理以及添加增强相镁锂基复合材料等多种方式相结合以提升镁锂合金的强度和模量等力学性能。

2.2 3C 领域

现代化电子信息技术的不断发展, 对电子产品的结构件材料的要求也越来越高。目前, 电子产品向小型化、轻薄化和绿色环保的方向发展, 随之需要电子器件的壳体具有低密度、高强度、高模量、抗冲击、散热性好且易于回收等特性。相比于传统的铝合金和塑料壳体, 高强高模量镁锂合金成为最优的理想材料, 在电子产品等 3C 领域具有广阔的前景。日本法库特公司开发出 Mg-15Li-1.5Pb 超轻镁锂合金 (密度为 1.36 g/cm³), 用于制备便捷式的电子产品^[71]。2017 年, 宏碁蜂鸟 Swift5 轻奢触控笔记本采用了比铝合金更轻的镁锂合金, 重量仅为 970 g, 厚度仅为 14.9 mm^[72], 如图 3 所示。

2.3 汽车领域

当前,汽车工业的发展已经成为国家发展程度的重要标志之一。在节能减排和汽车轻量化的趋势下,最轻的镁铝合金将成为汽车工业发展的理想结构材料,用于汽车车身、底盘、转向轴、轮盘、气缸盖罩等汽车主体结构和零部件的制造,如图4所示,镁铝合金在汽车领域具有潜在的发展空间^[3]。

2.4 其他领域

镁锂合金作为功能材料(镁锂基储氢材料等)具有较大的发展空间。因镁与氢能形成Mg-H化合物(MgH_2),具有质量分数为7.6%的高重量氢容量,加之,锂元素也是一种吸氢金属材料,氢容量为11.5%,故镁锂合金是最有前途的固态储氢材料^[73-74]。图5展示了1 kg H_2 在不同方法和材料中的体积容量比较^[75]。例如,1 kg 氢气在标准条件下的体积为11200 L,压缩至15 MPa、35 MPa或70 MPa时体积可减小至76.9 L、43.5 L或26.3 L;在液化氢状态下低温20 K时体积可进一步减小至14.1 L。与高压压缩氢和低温液化氢相比,氢在固态氢化物中的储存体积要小得多,即1 kg 氢气条件下, $LaNi_5H_6$ 为9.6 L, MgH_2 为9.1 L。可见,将超轻、高强、



图3 运用镁锂合金制备的宏碁蜂鸟 Swift5 轻奢触控笔记本^[72]
Fig.3 Acer Hummingbird Swift5 light luxury touch notebook prepared using Mg-Li alloy^[72]

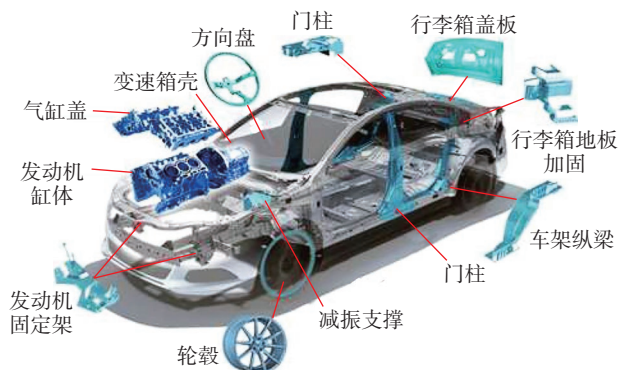


图4 镁锂合金在汽车领域的应用
Fig.4 Application of Mg-Li alloy in automotive field

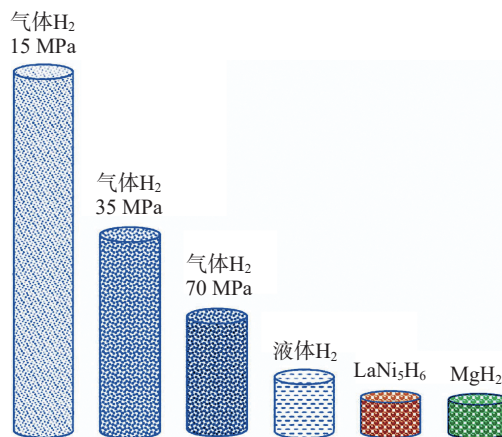


图5 1 kg H_2 在不同方法和材料中的体积比较^[75]

Fig.5 Comparison on the volumes for 1 kg H_2 in various methods and materials^[75]

高模铸造镁锂合金应用于制造固态储氢材料,可以实现一种不需要高氢压和低温的更紧凑和更安全的方法,将有助于加强能源安全,提升可再生能源利用率,改善环境质量,最终实现真正的社会可持续发展。

虽然镁锂合金在上述各种应用领域具有很好的应用前景,但是镁锂合金材料自身仍存在很多制约其大规模应用的诸多缺点和问题。例如,绝对强度偏低。虽然镁锂合金比强度高,然而作为金属结构材料,其绝对强度目前明显偏低,当前铸造的镁锂合金抗拉强度一般处于200 MPa左右,但高于350 MPa的镁锂合金的铸造仍处于空白状态,这一强度水平无法满足大规模应用的需求。因此,开发具有高强、高模铸造镁锂合金对于镁锂合金的应用将起到关键作用。

3 结论

镁锂合金作为最轻的结构材料,在实际工程应用中用量日益增加,世界上越来越多的科学家加入到了镁锂合金的研究和开发中。虽然近年来镁锂合金的研究在强度和模量等方面取得了显著成效,但是仍存在一些亟须解决的问题。

(1) 镁锂合金需要在真空条件下制备,但设备限制以及生产成本等问题限制了大规模开发应用。

(2) 对于合金化以及增强相等方式强化镁锂合金的作用机理仍存在空缺,特别是对于多元合金化体系。

(3) 目前,强度高于350 MPa 高强、高模铸造镁锂合金的开发仍处于空白状态,严重限制了镁锂合金的应用发展。

(4) 镁锂合金的主要合金化元素Al和Zn,在合金时效过程易出现时效软化现象,导致合金的力学性能下降。

因此,为了推动镁锂合金的大规模应用发展以及解决当前问题,未来镁锂合金的研究可以从以下4个方面

着手。

(1) 在当前真空熔炼的技术基础之上,深入系统研究真空熔炼制备技术,开发更有效、低成本的真空熔炼技术。

(2) 深入研究合金化、热处理的强化机制,特别是多元合金化元素的作用机理。寻求新的强化相或强化方式以及设计合金成分等,对于实现拓展高强、高模铸造镁锂合金的应用具有重要作用。

(3) 借助新的微观结构设计思想、先进的制备技术和变形方法(如快速凝固等),使得镁锂合金在强度模量等方面有进一步突破,以满足工程化应用。

(4) 深入研究镁锂合金的时效软化机制,通过微观组织调控以及热处理工艺优化等,提出更有效的抑制时效软化的方法。

此外,在加大高强、高模铸造镁锂合金的制备工艺、合金成分和物相组织优化的同时,着重研究镁锂合金的多功能化发展(储氢、电催化以及电极材料等),推动轻质高性能镁锂合金在工业中的广泛应用。

参考文献

[1] WU R, YAN Y, WANG G, et al. Recent progress in magnesium-lithium alloys[J]. *International Materials Reviews*, 2015, 60(2): 65-100.

[2] CAIN T W, LABUKAS J P. The development of β phase Mg-Li alloys for ultralight corrosion resistant applications[J]. *npj Materials Degradation*, 2020, 4: 17.

[3] MASING G, TAMMANN G. Metallographische mitteilungen aus dem institut für physikalische chemie der universität göttingen. LXXV. Über das verhalten von lithium zu natrium, kalium, zinn, cadmium und magnesium[J]. *Zeitschrift Für Anorganische Chemie*, 1910, 67(1): 183-199.

[4] 彭翔, 刘文才, 吴国华. 镁锂合金的合金化及其应用[J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(11): 3024-3043.

PENG Xiang, LIU Wencai, WU Guohua. Alloying and application of Mg-Li alloys: A review[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(11): 3024-3043.

[5] 栗丽, 李焕喜, 周铁涛, 等. 镁锂系合金的研究进展[J]. *金属材料研究*, 2005, 31(4): 30-34.

LI Li, LI Huanxi, ZHOU Tietao. Research developments on Mg-Li alloys[J]. *Research on Metallic Material*, 2005, 31(4): 30-34.

[6] JACKSON J H, FROST P D, LOONAM A C, et al. Magnesium-lithium base alloys—Preparation, fabrication, and general characteristics[J]. *JOM*, 1949, 1(2): 149-168.

[7] KALIMULLIN R K, SPIRIDONOV V B, BERDNIKOV A T, et al. Properties of alloy MA21 after laser treatment[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1988, 30(5): 338-348.

[8] KAMADO S, KOJIMA Y. Deformability and strengthening of superlight Mg-Li alloys[J]. *Metallurgical Science and Technology*, 1998, 16: 45-54.

[9] KALIMULLIN R K, VALUEV V V, BERDNIKOV A T. The effect of surface laser treatment on the creep of the magnesium-lithium alloy MA21[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 1986, 28(9): 668-670.

[10] GONZALEZ-DONCEL G, WOLFENSTINE J, METENIER P, et al. The use of foil metallurgy processing to achieve ultrafine grained Mg-9Li laminates and Mg-9Li-5B₄C particulate composites[J]. *Journal of Materials Science*, 1990, 25(10): 4535-4540.

[11] HIGASHI K, WOLFENSTINE J. Microstructural evolution during superplastic flow of a binary Mg-8.5 wt.% Li alloy[J]. *Materials Letters*, 1991, 10(7-8): 329-332.

[12] SONG W J, LIU J, HE S, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast ultralight and high strength Mg-10Li-3Al-3Zn-xY alloy with multi-precipitates[J]. *Materials Characterization*, 2022, 189: 111972.

[13] MENG X R, WU R Z, ZHANG M L, et al. Microstructures and properties of superlight Mg-Li-Al-Zn wrought alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 486(1-2): 722-725.

[14] ZHU T L, SUN J F, CUI C L, et al. Influence of Y and Nd on microstructure, texture and anisotropy of Mg-5Li-1Al alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 600: 1-7.

[15] WESTENGEN H. Magnesium alloys for structural applications; recent advances[J]. *Le Journal De Physique IV*, 1993, 3(C7): 491-501.

[16] VINARCIK E J. High integrity die casting processes[M]. New York: John Wiley & Sons, 2002.

[17] ACIKGOZ S, KURNAZ S C. The effects of individual addition of Sn, Nd, and Ca on the microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of the Mg-Li-Al alloy[J]. *International Journal of Metalcasting*, 2023: 1580-1595.

[18] REGENERA D, TKACHENKO V. Strength characteristics of Mg-Li alloys[J]. *Strength of Materials*, 2009, 41(3): 294-302.

[19] LAVERNIA E J, SRIVATSAN T S. The rapid solidification processing of materials: Science, principles, technology, advances, and applications[J]. *Journal of Materials Science*, 2010, 45(2): 287-325.

[20] LI L, BAI L, ZHANG Q Q, et al. Corrosion behaviours of novel Mg-13Li-X alloy fabricated by rapid solidification process[J]. *Materials Research Innovations*, 2014, 18(sup4): S4. 695-S4. 700.

[21] MATSUDA A, WAN C C, YANG J M, et al. Rapid solidification processing of a Mg-Li-Si-Ag alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1996, 27(5): 1363-1370.

[22] WU B L, CHEN B, WANG C W, et al. Corrosion behavior of a novel Mg-13Li-X alloy with different grain sizes by rapid solidification rate[J]. *Rare Metals*, 2022, 41(9): 3197-3204.

[23] SURESH P. A review on squeeze casting[J]. *International Journal of Advanced Research in Electrical, Electronics and Instrumentation Engineering*, 2017, 6(4): 3246-3252.

[24] PARK G H, KIM J T, PARK H J, et al. Development of lightweight MgLiAl alloys with high specific strength[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 680: 116-120.

[25] KIM Y H, KIM J H, YU H S, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-xLi-3Al-1Sn-0.4Mn alloys (x=5, 8 and 11wt%)[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 583: 15-20.

[26] GUO Y H, HE X C, DAI Y B, et al. Characterization of hot extrusion deformation behavior, texture evolution, and mechanical properties of Mg-5Li-3Sn-2Al-1Zn magnesium alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 858: 144136.

[27] PARK S H, KIM S H, KIM H S, et al. High-speed indirect extrusion of Mg-Sn-Al-Zn alloy and its influence on microstructure and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 667:

170–177.

[28] PENG X, LIU W C, WU G H, et al. Plastic deformation and heat treatment of Mg–Li alloys: A review[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2022, 99: 193–206.

[29] ZHANG S, SUN B, WU R Z, et al. Nanocrystalline strengthened Mg–Li alloy with a BCC structure prepared via heat treatment and rolling[J]. *Materials Letters*, 2022, 312: 131680.

[30] 刘斌, 刘佳佳, 李武超, 等. 热处理工艺对 $\alpha+\beta$ 双相镁铝合金组织和力学性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2017, 46(14): 202–205.

LIU Bin, LIU Jiajia, LI Wuchao, et al. Effect of heat treatment process on microstructure and mechanical properties of $\alpha + \beta$ Mg–Li alloy[J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46(14): 202–205.

[31] WEI Z, ZHANG J H, BAO R R, et al. Achieving high strength in a Mg–Li–Zn–Y alloy by α -Mg precipitation[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 846: 143272.

[32] LI J Q, AN J M, QU Z K, et al. Effects of solution heat treatment on the microstructure and hardness of Mg–5Li–3Al–2Zn–2Cu alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(26): 7138–7142.

[33] SHEN Y Z, LI D F, GUO S L, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Mg–10Li–3Al–3Zn–0.22Si alloy[J]. *Metals and Materials International*, 2022, 28(10): 2462–2471.

[34] WANG D, LIU S J, WU R Z, et al. Synergistically improved damping, elastic modulus and mechanical properties of rolled Mg–8Li–4Y–2Er–2Zn–0.6Zr alloy with twins and long-period stacking ordered phase[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 881: 160663.

[35] MAURYA R, MITTAL D, BALANI K. Effect of heat-treatment on microstructure, mechanical and tribological properties of Mg–Li–Al based alloy[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(3): 4749–4762.

[36] PENG P, YAN X T, ZHENG W C, et al. Microstructure and mechanical properties of heat-treated Mg–6.2Li–3.5Al–3Y alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 857: 144039.

[37] LI C Q, XU D K, WANG B J, et al. Natural ageing responses of duplex structured Mg–Li based alloys[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7(1): 40078.

[38] JI H, WU G H, LIU W C, et al. Origin of the age-hardening and age-softening response in Mg–Li–Zn based alloys[J]. *Acta Materialia*, 2022, 226: 117673.

[39] HUME-ROTHERY W. Comments on papers resulting from Hume-Rothery's note[J]. *Acta Metallurgica*, 1967, 15(3): 567–569.

[40] XIONG X M, YANG Y, MA L N, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg–8Li– x Al–0.5Ca alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2019, 35(1): 26–36.

[41] MA L N, YANG Y, WANG X L, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg–6Li– x Al–0.8Sn alloys[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 34(17): 2078–2086.

[42] RAHULAN N, GOPALAN S, KUMARAN S. Mechanical behavior of Mg–Li–Al alloys[J]. *Materials Today: Proceedings*, 2018, 5(9): 17935–17943.

[43] OUYANG S J, LIU W C, WU G H, et al. Microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–8Li– x Zn– y Gd ($x=1, 2, 3, 4; y=1, 2$) alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(6): 1211–1222.

[44] ZHANG S, WU R Z, ZHONG F, et al. Ultra-high strength Mg–Li alloy with B2 particles and spinodal decomposition zones[J]. *Fundamental Research*, 2023, 3(3): 430–433.

[45] JI H, LIU W C, WU G H, et al. Influence of Er addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–10Li–5Zn alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 739: 395–403.

[46] YU Z J, LIU L L, MANSOOR A, et al. Microstructures and mechanical properties of as-extruded Mg–8Gd–2Y–1Zn–6Li alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 864: 158826.

[47] CHANG L L, SHI C C, CUI H W. Enhancement of mechanical properties of duplex Mg–9Li–3Al alloy by Sn and Y addition[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(1): 30–35.

[48] JIN S Y, LIU H Y, WU R Z, et al. Combination effects of Yb addition and cryogenic-rolling on microstructure and mechanical properties of LA141 alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 788: 139611.

[49] ZHONG F, WANG Y, WU R Z, et al. Effect of rolling temperature on deformation behavior and mechanical properties of Mg–8Li–1Al–0.6Y–0.6Ce alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 831: 154765.

[50] ZHONG F, WU H J, JIAO Y L, et al. Effect of Y and Ce on the microstructure, mechanical properties and anisotropy of as-rolled Mg–8Li–1Al alloy[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 39: 124–134.

[51] DUTKIEWICZ J, KALITA D, MAZIARZ W, et al. Superplastic deformation of Mg–9Li–2Al–0.5Sc alloy after grain refinement by KoBo extrusion and cyclic forging[J]. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 2020, 20(4): 121–132.

[52] CHEN X Y, ZHANG Y, CONG M Q. Effect of friction stir processing on microstructure and tensile properties of as-cast Mg–8Li–3Al–2Sn (wt.%) alloy[J]. *Vacuum*, 2020, 175: 109292.

[53] PENG X, WU G H, XIAO L, et al. Effects of Ce-rich RE on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–8Li–3Al–2Zn–0.5Nd alloy with duplex structure[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2019, 29(1): 103–109.

[54] PENG X, DING X, LIAO G L, et al. Microstructural evolution, mechanical properties and corrosion behavior of as-cast Mg–5Li–3Al–2Zn alloy with different Sn and Y addition[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 72: 16–22.

[55] LI X Q, LE Q C, HU C L, et al. Hot tensile deformation behaviour and microstructure evolution of Al₃La phase reinforced Mg–5Li–3Al–2Zn alloy formed in situ by La₂O₃ particle[J]. *Materials Characterization*, 2022, 185: 111772.

[56] CAO F R, SUN C F, SHANG H H, et al. Microstructure evolution and mechanical properties in an ultralight Mg–2.76Li–3Al–2.6Zn–0.39Y alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 822: 141680.

[57] ZHAO D, CHEN X H, YUAN Y, et al. Development of a novel Mg–Y–Zn–Al–Li alloy with high elastic modulus and damping capacity[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 790: 139744.

[58] KUMAR V, GUPTA A, LAHIRI D, et al. Serrated yielding during nanoindentation of thermomechanically processed novel Mg–9Li–7Al–1Sn and Mg–9Li–5Al–3Sn–1Zn alloys[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2013, 46(14): 145304.

[59] ZHANG X M, HU J L, YE L Y, et al. Effects of Si addition on microstructure and mechanical properties of Mg–8Gd–4Y–Nd–Zr alloy[J]. *Materials & Design*, 2013, 43: 74–79.

[60] TU T, CHEN X H, ZHAO C Y, et al. A simultaneous increase of elastic modulus and ductility by Al and Li additions in Mg–Gd–Zn–Zr–Ag alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771: 138576.

[61] KAYA A A, CELIK C, TURE Y, et al. Elasticity modulus and damping in some novel magnesium alloys[J]. *Proceedings of the 6th International Conference on Magnesium*. Shenyang: Chinese Materials Research Society Click to enter, 1997.

[62] 冯艳, 陈超, 彭超群, 等. 镁基复合材料的研究进展[J]. *中国有色金属学报*, 2017, 27(12): 2385–2407.

FENG Yan, CHEN Chao, PENG Chaoqun, et al. Research progress on magnesium matrix composites[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2017, 27(12): 2385–2407.

[63] 任玉艳, 刘桐宇, 李英民. Mg₂Si 金属间化合物的结构稳定性、热力学和力学性能的第一性原理计算[J]. *中国科学(物理学 力学 天文学)*, 2016, 46(8): 20–27.

REN Yuyan, LIU Tongyu, LI Yingmin. First-principles calculation on structure stability, thermodynamic and mechanical properties of Mg₂Si intermetallics[J]. *Scientia Sinica (Physica, Mechanica & Astronomica)*, 2016, 46(8): 20–27.

[64] SUN Y H, WANG R C, PENG C Q, et al. Recent progress in Mg–Li matrix composites[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(1): 1–14.

[65] WHALEN R T, GONZÁLEZ-DONCEL G, ROBINSON S L, et al. Mechanical properties of particulate composites based on a body-centered-cubic Mg–Li alloy containing boron[J]. *Scripta Metallurgica*, 1989, 23(1): 137–140.

[66] YU H, GAO R, MIN G, et al. Mechanical properties and creep resistance of Mg–Li composites reinforced by MgO–Mg₂Si particles[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2002, 12(6): 1154–1157.

[67] ZHANG Q Q, WU G Q, HUANG Z, et al. Effects of particle/matrix interfaces on the mechanical properties for SiC_p or YAl₃ reinforced Mg–Li composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 588: 1–6.

[68] LI N, ZHANG Q Q, NIU L Y, et al. Microstructure, properties and application of YAl₃ intermetallic compound as particle reinforcements[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 617: 139–145.

[69] FROST P D. Technical and economic status of magnesium-lithium alloys; a report to industrial and defense management[M]. Washington: National Aeronautics and Space Administration, 1965.

[70] 乐启焱, 崔建忠, 李红斌, 等. Mg–Li 合金研究最新进展及其应用[J]. *材料导报*, 2003, 17(12): 1–4, 8.

LE Qichi, CUI Jianzhong, LI Hongbin, et al. Current research developments in Mg–Li alloy and its applications[J]. *Materials Review*, 2003, 17(12): 1–4, 8.

[71] 冯凯, 李丹明, 何成旦, 等. 航天用超轻镁锂合金研究进展[J]. *特种铸造及有色合金*, 2017, 37(2): 140–144.

FENG Kai, LI Danming, HE Chengdan, et al. Progress in superlight Mg–Li alloys for aerospace industry[J]. *Special Casting & Nonferrous Alloys*, 2017, 37(2): 140–144.

[72] 李真真, 姜炳春. 镁锂合金应用研究现状[J]. *中国电器工程学报*, 2019, 4: 1–2.

LI Zhenzhen, JIANG Bingchun. Research status of magnesium-lithium alloy application [J]. *Chinese Journal of Electrical Engineering*, 2019, 4: 1–2.

[73] HUANG X, LIU H Z, DUAN X Q, et al. Co-addition of Mg₂Si and graphene for synergistically improving the hydrogen storage properties of Mg–Li alloy[J]. *Frontiers in Chemistry*, 2021, 9: 775537.

[74] SULAIMAN N N, ISMAIL M, RASHID A H A, et al. Hydrogen storage properties of Mg–Li–Al composite system doped with Al₂TiO₃ catalyst for solid-state hydrogen storage[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 870: 159469.

[75] CHEN Z, MA Z L, ZHENG J, et al. Perspectives and challenges of hydrogen storage in solid-state hydrides[J]. *Chinese Journal of Chemical Engineering*, 2021, 29: 1–12.

通信作者: 王俊升, 教授, 博士生导师, 研究方向为航空轻质铝合金、镁合金的设计与开发, 镁合金表面腐蚀与防护。

(责编 晓月)

(上接第 93 页)

DUAN Qirui, YUAN Xiaoming. Numerical simulation and experiment on material flow regulation during superplastic forming process of box-shaped part[J]. *Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics*, 2012, 44(S1): 91–96.

[14] 邵宗科, 黄重国, 雷鹏, 等. TC4 钛合金负角度零件正反向超塑成形[J]. *塑性工程学报*, 2012, 19(2): 114–118, 123.

SHAO Zongke, HUANG Zhongguo, LEI Kun, et al. Two-stage superplastic forming of TC4 alloy negative angle part[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2012, 19(2): 114–118, 123.

[15] 邵宗科, 张文明, 黄重国, 等. TC4 钛合金负角度零件超塑成形及性能研究[J]. *稀有金属*, 2012, 36(4): 511–516.

SHAO Zongke, ZHANG Wenming, HUANG Zhongguo, et al. Superplastic forming and mechanical properties for TC4 alloy negative-angle part[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2012, 36(4): 511–516.

[16] 杨建辉. (TiB+TiC+Y₂O₃)/α-Ti 复合材料变形行为及组织性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2020.

YANG Jianhui. Research on deformation behavior and microstructure and mechanical properties of (TiB+TiC+Y₂O₃)/α-Ti composites[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2018.

[17] SEN I, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B, et al. Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti–6Al–4V alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(15): 4983–4993.

[18] 喻森真. TC4-DT 合金晶粒细化工艺及超塑性变形行为研究[D]. 南昌: 南昌航空大学, 2014.

YU Miaozhen. Research on the superplastic deformation behavior and process of grain refinement for TC4-DT alloy[D]. Nanchang: Nanchang Hangkong University, 2014.

[19] ZHANG C, LI X Q, LI D S, et al. Modelization and comparison of Norton-Hoff and Arrhenius constitutive laws to predict hot tensile behaviour of Ti–6Al–4V alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, (S2): 457–464.

通信作者: 王钧屹, 工程师, 研究方向为金属材料与成形工艺优化设计, 结构强度数值模拟计算。

(责编 阳光)