

## 高模量镁基材料的研究现状及展望

涂 腾<sup>1</sup>, 陈先华<sup>1, 2</sup>

(1. 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400044)

(2. 重庆大学 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400045)

**摘 要:** 提高模量对扩大镁基材料的应用范围意义重大, 高模量镁基材料的研究开发正受到国内外学者们的广泛关注和高度重视。综述了国内外高模量镁基材料的最新研究进展, 阐述了工艺条件、合金化以及复合化对提高镁合金弹性模量的作用及效果, 分析了弹性模量提升的内在机制, 并介绍了高模量镁基材料的力学性能。通过合金化在镁合金中加入一定量的合金元素, 和通过复合化在镁基体中添加陶瓷颗粒、晶须或纤维等各种增强体, 均能显著提高镁基材料的弹性模量。最后讨论了高模量镁基材料研究目前存在的主要问题, 并对今后高模量镁基材料的发展趋势进行了展望。

**关键词:** 镁合金; 弹性模量; 合金化; 复合材料; 增强相

**中图分类号:** TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2018)07-0526-06

## Research Status and Prospect of High-Modulus Magnesium Matrix Materials

TU Teng<sup>1</sup>, CHEN Xianhua<sup>1, 2</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400045, China)

**Abstract:** It is of great importance to increase the modulus of magnesium matrix materials for enlarging its application. At present, the research and development of high-modulus magnesium matrix materials have received much attention all over the world, and consequently many researches have been carried out. In the paper, the latest research progress of high-modulus magnesium matrix materials are reviewed. The effect of process conditions, alloying and composited process on improving the elastic modulus of magnesium alloys are illustrated. The internal mechanism of elastic modulus improvement and mechanical property of magnesium matrix materials are analyzed and introduced respectively. A certain amount of alloying elements are added to the magnesium alloys by alloying process, and various reinforcements such as ceramic particles, whisker or fiber reinforcements are added to the magnesium matrix by composited process, in order to significantly increase the elastic modulus of magnesium matrix materials. Finally, the main problems existing in the study and the future research direction of high-modulus magnesium matrix materials are discussed and proposed respectively.

**Key words:** magnesium alloy; elasticity modulus; alloying; composite material; reinforcement

### 1 前 言

镁合金作为目前实际应用中最轻质的金属工程结构材料, 具有比重轻、比强度高、比刚度高、电磁屏蔽能

力强、减震性能好、液态成型性能优越和易于回收利用等一系列符合“21 世纪绿色结构材料”的特征, 因而在汽车、航天、航空、计算机、通讯、仪器仪表、家电、轻工、军事等领域具有极其重要的应用价值和前景<sup>[1-4]</sup>。目前, 尽管镁合金在世界汽车工业中的应用正以每年 15%~20% 的速度快速增长, 远高于其它金属材料, 但镁合金的应用远不如铝合金和钢铁材料广泛, 究其原因主要是镁合金存在弹性模量低、易腐蚀、塑性差等缺陷, 限制了其作为结构材料的广泛应用<sup>[5, 6]</sup>。镁合金的弹性模量为 45 GPa, 较低的模量最终导致其抗弹性变形能力差, 不能满足工程领域对镁基材料的要求; 随着新一代

收稿日期: 2018-04-28

基金项目: 国家重点研发计划项目(2016YFB0301100); 国家自然科学基金资助项目(51571043, 51531002)

第一作者: 涂 腾, 女, 1991 年生, 博士研究生

通讯作者: 陈先华, 男, 1978 年生, 教授, 博士生导师, Email: xhchen@cqu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2018.07.04

航天器对构件刚度的要求越来越高,该缺点也极大地阻碍了其在航空航天领域中应用的进一步扩大。热处理、温度、变形速率以及塑性变形等工艺条件对镁合金的模量有着相对较小的影响。而在镁合金中加入一定量的合金元素或稀土元素,通过合金化能显著改善镁基材料的弹性模量。自20世纪80年代末,镁基复合材料已成为金属基复合材料领域的研究热点之一,研究人员通过在镁合金中尝试添加各种增强体,如陶瓷颗粒、晶须或纤维等形成镁基复合材料,也能显著提高镁基材料的弹性模量。因此,提高镁基材料的弹性模量是扩大其应用范围的一个重要途径。从工艺条件对镁合金模量的影响、合金化和复合材料化的高模量镁基材料3个方面出发,综述了近年来国内外镁基材料模量提升所取得的重要研究进展,并对高模量镁基材料的发展趋势进行了展望。

## 2 工艺条件对镁合金模量的影响

从宏观角度来说,弹性模量是衡量材料抵抗弹性变形能力的大小;从微观角度来说,则是原子、离子或分子之间键合强度的综合反映。凡影响键合强度的因素均能影响材料的弹性模量,如键合方式、化学成分、微观组织、变形温度和变形速率等,使材料内部组织发生了变化<sup>[7]</sup>。关于镁合金的弹性模量,已有的研究表明:热处理、温度、变形速率以及塑性变形方式等因素对镁合金的弹性模量有少量的影响。例如,AZ91D压铸镁合金经过300℃长时间的热处理后,与未经热处理试样进行对比,弹性模量由39.82 GPa提高到41.92 GPa<sup>[8]</sup>。在挤压温度为375℃,应变速率为0.001 s<sup>-1</sup>,挤压比为9:1的条件下对MB15镁合金进行热挤压变形后,MB15镁合金沿挤压方向弹性模量提高了6.7%<sup>[9]</sup>。对铸态AZ91D镁合金进行等径角挤压(ECAE)加工后,其弹性模量有明显增加,铸态AZ91D镁合金经过1道次ECAE变形后,室温下弹性模量由42.5 GPa提高到47.7 GPa,2道次后变为48.9 GPa<sup>[10]</sup>。国内学者对ZM1和ZM2镁合金在不同温度条件下进行弹性模量测量,结果表明弹性模量随着温度增加呈线性降低的趋势<sup>[11]</sup>。挤压态的AZ31镁合金在温度为25~500℃,应变率10<sup>-2</sup>~10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>范围内沿挤压方向进行拉伸试验,得到的弹性模量与温度和应变速率关系的结果表明,弹性模量随温度增加而线性下降。室温下,弹性模量对应变速率不敏感,但随着温度的升高,应变率对弹性模量有明显的影响,即应变率越低,弹性模量越小<sup>[12,13]</sup>。

金属材料的弹性模量在一定程度上受工艺条件因素的影响,因此,可以通过改变热处理工艺、温度、变形速率以及塑性变形等方式来改善镁合金的弹性模量,在

一定范围内提升模量值。但是工艺条件对金属材料弹性模量的影响较小,对镁合金弹性模量的提升有限,不能满足工程领域对镁合金高模量的要求。

## 3 高模量镁合金

由于金属的弹性模量对组织变化并不敏感,因此,想要获得较高模量的镁合金,合金化是一种提高镁合金模量最基本和有效的途径,在镁合金开发中使用的最为普遍。合金的化学成分对镁合金的弹性模量有着一定的影响,例如,将1.5%的Sr元素添加至Mg-3.5Mn-2Pb合金中,合金的弹性模量由12.3 GPa降至9.25 GPa<sup>[14]</sup>;Mg-Y合金随着Y含量增加,弹性模量呈线性升高<sup>[15]</sup>。而想要获得高模量的镁合金,则需引入其他成分以形成合金元素或化合物的高模量第二相粒子来提高基体金属的弹性模量。通常,选择具有高比强度、高模量以及高温性能好,与基体的相容性较好的第二相粒子作为增强相,能有效提高镁合金的弹性模量,表1示出了当前几种常见金属间化合物的物理性能<sup>[16]</sup>。

表1 常见金属间化合物的物理性能

Table 1 Physical properties of common intermetallic compounds

Intermetallic compounds	Density/(g·cm <sup>-3</sup> )	Melting point/℃	Elasticity modulus/GPa
Al <sub>3</sub> Ti	3.36	1610	166~230
Al <sub>3</sub> Ni	4.00	1160	116~140
Al <sub>3</sub> Fe	3.61	1420	130
Al <sub>3</sub> Zr	4.12	1850	196~205
Mg <sub>2</sub> Si	1.99	1085	120

Mg-RE合金是一种具有高性能的轻质结构材料。其中,新开发的Mg-Gd-Y系合金具有密度低、比模量和比强度高优异性能,然而,低弹性模量限制了这种合金的广泛应用。Zhang等<sup>[17]</sup>采用合金化方法引入高模量的Mg<sub>2</sub>Si等第二相粒子,提高了Mg-Gd-Y系合金的弹性模量。研究结果表明在Mg-8Gd-4Y-1Nd-1Zr合金中添加1%的Si,该合金在挤压-T5态下的弹性模量由44 GPa提升到51 GPa,合金弹性模量的提高可归因于合金中生成了大量具有高模量的Mg<sub>2</sub>Si(120 GPa),Si<sub>3</sub>Gd<sub>5</sub>(168.4 GPa)和Si<sub>2</sub>Y(136.4 GPa)粒子。但随着Si含量的增高,合金熔体的流动性显著降低,不利于合金的制备以及弹性模量的大幅度提高,因此胡继龙在Mg-8Gd-4Y-Nd-3Si合金中添加了3%的Zn,由于Zn元素与合金熔体中的Mg和RE元素发生反应生成共晶相,降低了合金熔体的结晶范围,Zn显著改善了合金熔体的流动性。研究结果表明Mg-8Gd-4Y-Nd-3Zn-3Si稀土镁合金,在挤压-T5态下的弹

性模量达到 58 GPa<sup>[16]</sup>。

国内研发的 Mg-Nd-Zn 系合金与国外研发的含稀土 Y 的镁合金 WE54 相比, Mg-Nd-Zn 系合金性能较稳定, 室温 and 高温强度与 WE54 相似。但 Mg-Nd-Zn 系合金的弹性模量较低, 仅为 40~45 GPa<sup>[18]</sup>。基于此缺陷, 刘文才等<sup>[19]</sup>在 Mg-Nd-Zn 系合金中添加 Al 和 Li 元素, 生成了高弹性模量的球状强化相 Al<sub>3</sub>Li, 使 Mg-Nd-Zn 系合金获得了较高的弹性模量, 研究结果表明在 T6 热处理态下 Mg-4Nd-0.6Zn-3Li-4Al 和 Mg-3Nd-0.2Zn-Li-2Al 合金弹性模量分别达到 60 和 55 GPa。相似的有吴国华等<sup>[20]</sup>在 Mg-Gd-Y 系合金中添加一定的 Al 和 Li 元素, 形成高弹性模量的强化相 Al<sub>3</sub>Li, 铸造镁合金 Mg-Gd-Y-Li-Al 通过相应的热处理, 在室温下弹性模量为 50~60 GPa。郑明毅等<sup>[21]</sup>在镁合金中添加合金元素 Y 和 Ni 作为主要元素, 形成增强相 LPSO, 复合加入细化剂 Ca 和 Zr, 结合了 Zr 在点阵错

配度方面的优势和 Ca 在晶体生长抑制因子方面的优势, 更好地细化合金组织, 提高合金力学性能。研究结果表明 Mg-Y-Ni-Zr-Ca 镁合金, 通过热挤压工艺, 其弹性模量最高达到 55 GPa。邓运来等<sup>[22]</sup>发明了一系列高模镁合金, 其中 Mg-Gd-8Si-5Zn 和 Mg-8.9Dy-8Ge-1Zn 通过相应热处理后在室温下的弹性模量分别达到 67 和 66 GPa。

通过合金化研究表明, 加入一定量的合金元素或稀土元素能显著改善镁合金的弹性模量, 主要原因在于所加入的元素能与镁合金基体中其他元素发生反应, 生成具有高弹性模量的第二相颗粒增强相, 从而使基体材料的弹性模量得以提高。表 2 总结了合金化的高模量镁合金的基本力学性能, 由表可见, 随着 Si 和 Zn 的添加, Mg-Gd-Y 系合金的弹性模量提高, 但其极限强度和屈服强度有所下降。合金化的高模量镁合金塑性普遍较低, 伸长率不高于 10%。

表 2 高模量镁合金的基本力学性能

Table 2 Mechanical properties of high-modulus magnesium alloys

Alloys (wt%)	Process	Elasticity modulus/GPa	Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength /MPa	Elongation/%	Ref.
Mg-8.0Gd-4.0Y-1.0Nd-1.0Zr	extrusion	44	423	357	5	[17]
Mg-8.0Gd-4.0Y-1.0Nd-1.0Zr-1.0Si	extrusion	51	392	347	2.7	[17]
Mg-8Gd-4Y-Nd-3Zn-3Si	extrusion+T5	58.5	345	317	6.5	[16]
Mg-4Nd-0.6Zn-3Li-4Al	T6	60	300	—	—	[19]
Mg-6Gd-5Y-5Li-6Al	T6	60	330	—	—	[20]
Mg-15.5Y-1.8Ni-0.35Zr-0.6Ca	extrusion	52	500	375	4.1	[21]
Mg-8.9Dy-8Ge-1Zn	extrusion+T6	66	423	—	5.1	[22]
Mg-Gd-8Si-5Zn	extrusion+T6	67	430	—	5.5	[22]

## 4 高模量镁基复合材料

金属基复合材料(MMCs)的研究与开发已经取得了很大的进展, 在 Kelly<sup>[23]</sup>和 Lloyd<sup>[24]</sup>综述里有报道过许多影响其发展的理论和技术因素。镁基复合材料是继铝基复合材料之后的又一具有竞争力的轻金属基复合材料, 由于镁合金弹性模量较低, 通过在镁合金基体中添加增强体来制备镁基复合材料, 是提高镁基材料弹性模量的一种常用方法。镁基复合材料常用的基体为镁合金, 也可选择纯镁作为基体, 常用的基体合金有 Mg-Al、Mg-Zn、Mg-Mn 和 Mg-RE 系镁合金。研究者在增强体方面进行了大量的研究, 并形成了常规的颗粒增强相、晶须增强相、纤维增强相, 还包括一直备受关注的纳米管(CNTs)和石墨烯(CNPs)增强相等比较成熟的高模量镁基复合材料体系。

### 4.1 颗粒增强相

颗粒增强轻金属(Al、Mg、Ti 基)具有低成本, 高模量, 高强度, 高耐磨性, 易于制造等优点。用于研究的颗粒增强相通常有: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiC、B<sub>4</sub>C、TiB<sub>2</sub>、AlN、Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>、NbN、SiO<sub>2</sub>、TiC、WC、ZrC、ZrB<sub>2</sub>、ZrO<sub>2</sub>、MgO、MoS<sub>2</sub>、Mo<sub>2</sub>C、石墨等, 常用增强颗粒的性能指标如表 3 所示<sup>[6, 25]</sup>。在镁基体中加入颗粒增强相, 可以显著提高材料的弹性模量, 细小的增强颗粒对位错和晶粒边界有钉扎的作用, 使得镁基复合材料具有良好的拉伸性能。

SiC 颗粒增强镁基复合材料是目前研究最多的镁基复合材料之一, SiC 颗粒具有很低的化学自由能, 在粉末冶金过程中很稳定, 因此在非连续增强镁基复合材料中成为主要增强物。郝雨林等<sup>[26]</sup>采用粉末冶金法制备了 SiC 颗粒增强 MB15 镁基复合材料, 研究表明添加 10% 的 SiC 颗粒能显著提高 MB15 镁合金的弹性模量, SiC/MB15

表3 常用增强颗粒的性能指标

Table 3 Properties of common reinforcement of magnesium matrix composites

Reinforcement	Crystal structure	Density /( $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ )	Melting point /°C	Thermal conductivity /( $\text{W} \cdot (\text{m} \cdot \text{K})^{-1}$ )	Expansion coefficient /( $10^{-6} \text{K}^{-1}$ )	Bending strength /MPa	Elasticity modulus/GPa
SiC	Hex	3.21	2700	59	4.7~5.0	400~500	480
B <sub>4</sub> C	Rhom	2.52	2450	29	5.0~6.0	300~500	360~460
TiC	Cub	4.92	3300	29	7.4	500	320
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Hex	3.98	2050	25	8.3	221	410
SiO <sub>2</sub>	Cub	2.66	1650	7.6	~1.08	100	73
ZrO <sub>2</sub>	Mon	5.89	2680	2.1	10.3	83	132
TiB <sub>2</sub>	Hex	4.50	2980	27	7.4	129	370
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	Hex	3.2~3.35	2100	2~155	3.0	980	330
AlN	Hex	3.25	2300	10	6.0	2069	350
BN	Hex	2.25	3000	33	3.8	600~900	90

复合材料热挤压后的模量由 48 GPa 提升到 62.2 GPa。胡继龙<sup>[27]</sup>通过挤压铸造法制备了 SiC 颗粒含量为 15% 的高模量稀土镁基复合材料, 研究结果表明 15% SiC/Mg-Ho-8.9Y-Zn 复合材料在室温下弹性模量达到 72 GPa。何彬彬等<sup>[28]</sup>将质量分数为 3% 的纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 加入 Mg-Zn 基体合金中, 挤压铸造得到的复合材料模量达到 58 GPa, 高强度的纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒作为增强颗粒能起到细化晶粒的作用, 细化后平均晶粒尺寸为 69  $\mu\text{m}$ , 可阻止位错移动从而强化金属, 同时细化晶粒能够起到改善塑性的作用。高平等<sup>[29]</sup>采用搅拌铸造法将 300 nm 的 TiC<sub>p</sub> 颗粒与 AZ91 镁基合金复合, 制备的 TiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料弹性模量得到提高, 7% TiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的强度和模量均大于 3% TiC<sub>p</sub>/AZ91 复合材料的强度和模量, 而伸长率却相反, 这是 TiC<sub>p</sub> 体积分数变化的必然结果。

#### 4.2 晶须增强相

晶须增强金属基复合材料是金属基复合材料的一个重要分支, 晶须增强体主要包括: Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、SiC、B<sub>4</sub>C 和 TiC 晶须等。硼酸镁晶须(Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)是一种性能优异, 价格低廉的无机晶须。李建国等<sup>[30]</sup>采用挤压铸造法, 制备了体积分数为 20% 硼酸镁晶须增强 AZ91D 镁基复合材料, 其力学性能比 AZ91D 基体合金有了明显提高, 铸态复合材料的模量从 42 GPa 提高到 50 GPa; 经 T6 热处理后, 复合材料的模量从铸态的 50 GPa 提高至 54.3 GPa; 当表层涂覆 TiO<sub>2</sub> 膜层时, 晶须/基体界面处呈现织构化 MgO 组织, 使复合材料模量进一步提高到 66 GPa, 相比无膜层处理时提高了 32%。金培鹏等<sup>[31]</sup>用真空气压渗流技术制备了体积分数为 33% 硼酸镁晶须增强 AZ91D 镁基复合材料, Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 晶须的弹性模量为 264.6 GPa, 在 AZ91D 基体合金中均匀分布。获得的

Mg<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>5</sub>/AZ91D 镁基复合材料有细化的组织结构, 模量从 45 GPa 提高到 54 GPa, 相比 AZ91D 基体合金提高了 20%。

#### 4.3 纤维增强相

纤维增强相具有高强度、高模量及低热膨胀系数等优点, 纤维增强可以使金属基复合材料具更高的强度和耐磨性等。纤维增强相主要有 C、Ti、B、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 SiC 纤维等。碳纤维增强镁基(C/Mg)复合材料在继承镁基合金优良性能的同时, 能使其弹性模量得到很大提高。武高辉等<sup>[32]</sup>采用挤压铸造法制备出二维正交平纹 T300 碳纤维增强 AZ91 镁基复合材料, 相比 AZ91 基体合金, 加入二维碳纤维能有效提高复合材料的弹性模量(59.65 GPa)。马乃恒等<sup>[33]</sup>制备了一种碳纤维混杂增强镁基高模量复合材料, 混杂增强相由三维编织的碳纤维和直径为 3~10  $\mu\text{m}$  的颗粒增强相空心微珠组成, 与 Mg-Al-Si-Re 的基体镁合金组成复合材料。空心微珠使碳纤维均匀分散, 解决了镁与碳纤维之间的润湿问题, 并避免了混杂颗粒对碳纤维的切割作用, 使复合材料模量最高达到 135 GPa。刘贯军等<sup>[34]</sup>以体积分数为 20% 的硅酸铝短纤维(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>)<sub>sf</sub> 为增强体, 通过挤压浸渗工艺制备了 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>)<sub>sf</sub>/AZ91D 镁基复合材料, 模量从 38.5 GPa 提高到 61 GPa, 相比 AZ91D 基体合金提高了约 58%。

#### 4.4 碳纳米管增强相

碳纳米管 CNTs 弹性模量极高 ( $E=0.4\sim4.5$  TPa, 平均值 1.8 TPa)<sup>[35]</sup> 且热稳定性好, 将其加入镁基体合金中, 具有强化细晶、改善弹性模量、应力转移等作用, 是提高镁基复合材料弹性模量理想的增强相。戚道华等<sup>[36]</sup>采用搅拌铸造法制备了 CNTs/ZM5 镁基复合材料, 加入 1% 的 CNTs 时, 复合材料的模量从 70 GPa 提高到



104.3 GPa, 相比 ZM5 基体合金提高了约 50%。徐莺歌<sup>[37]</sup>采用浇铸法制得包覆镍碳 CNTs 增强 AZ91D 镁基复合材料, 加入 2% 的 CNTs 时, 模量为 63.0 GPa; 然后采用相同工艺制备的 1.1% CNTs+3.0% SiC<sub>p</sub>/AZ91D 镁基复合材料, 模量达到 70.8 GPa, 相比 AZ91D 基体合金提高了 57.3%。徐强等<sup>[38]</sup>以 AM60 镁合金为基体, 通过机械搅拌铸造法制备了包覆镍 CNTs/AM60 镁基复合材料, 加入 1.2% 的 CNT 时, 模量从 47.67 GPa 提高到 65.04 GPa, 相比 AM60 基体合金提高了 36.44%。Liu 等<sup>[39]</sup>采用机械搅拌和高强度超声波分散处理制备 CNTs/AZ91D 镁基复合材料, 1.5% CNTs/AZ91D 复合材料的弹性模量相比 AZ91D 基体合金, 由 44.3 GPa 提高到 64.3 GPa, 高弹性模量和良好的可塑性使碳纳米管引起弹性变形, 以

适应拉伸过程中基体的变形, 从而提高纳米复合材料的强度和延展性。Li 等<sup>[40]</sup>研究表明添加 1.5% 的 CNTs 能显著提高 Mg-6Zn 基体合金的模量, 模量由 40 GPa 提高到 57 GPa, 1.5% CNTs/Mg-6Zn 复合材料的弹性模量增加主要归因于 CNTs 的高模性能以及 CNT 与基质之间良好的界面结合。

表 4 总结了高模量镁基复合材料的基本力学性能, 由表可见, 添加颗粒增强相、晶须增强相、纤维增强相、CNTs 等增强的镁基复合材料, 与基体合金相比, 镁基复合材料的屈服强度、抗拉强度和模量有显著升高, 但伸长率偏低。与合金化高模量镁合金相比, 复合化高模镁基复合材料的伸长率有大幅度提高, 但高模量镁基复合材料的增强相价格偏贵, 处理工艺也相对复杂。

表 4 高模量镁基复合材料的基本力学性能  
Table 4 Mechanical properties of high-modulus magnesium matrix composites

Alloys (wt%)	Process	Elasticity modulus/GPa	Ultimate tensile strength/MPa	Yield strength /MPa	Elongation/%	Ref.
MB15	extrusion+T6	48	295	230	10.5	[26]
10%SiC/MB15	extrusion+T6	62.2	387	302	3.9	[26]
3%TiC <sub>p</sub> /AZ91	cast	55.54	281	146	4.11	[29]
7%TiC <sub>p</sub> /AZ92	cast	69.23	288	152	3.32	[29]
AZ91D	cast	45	165	138	7.3	[31]
33%Mg <sub>2</sub> B <sub>2</sub> O <sub>5w</sub> /AZ91D	cast	54	265	262	0.95	[31]
20%(Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiO <sub>2</sub> ) <sub>st</sub> /AZ91D	extrusion	61	238	225	0.8	[34]
1.5% CNTs/AZ91D	cast	64.3	157	104	1.38	[39]
Mg-Zn	extrusion	40	271	157	22	[40]
1.5% CNTs	extrusion	57	308	197	10	[40]

5 结 语

作为结构材料使用时, 由于镁合金弹性模量较低、强韧度不高等, 故其应用远不及铝合金广泛, 提高镁合金的弹性模量是镁合金研究开发与产业化发展的重点。控制温度、应变速率、热处理以及塑性变形方式等工艺条件对金属材料弹性模量的影响较小, 对镁合金弹性模量的提升有限。通过合金化可以提高弹性模量, 在镁合金中引入其他成分以形成合金元素或化合物的高模量第二相粒子可以提高基体金属的模量。增强相与镁基合金形成的复合材料也能显著提升弹性模量, 且增强相的选择类型较多。但目前高模量镁基材料模量提升的机理尚不明确, 且模量提升的同时, 仍普遍存在伸长率偏低、强度不高的状况。因此, 研究高模量镁基材料弹性模量提升的机理, 并进一步提高镁基材料的模量、强度和塑

性, 同时选择性能优异、价格低廉的合金元素、增强相和加工方法, 发展低成本、高性能的高模量镁基材料将是未来发展的方向。

参考文献 References

[1] Sun Bowen(孙博闻). *Petrochemical Industry Technology*(石化技术)[J], 2017, 24(12): 211-212.  
[2] Chen Qiaowang(陈巧旺), Tang Aitao(汤爱涛), Xu Tingyi(许婷熠), *et al. Materials Review*(材料导报)[J], 2016, 30(17): 01-09.  
[3] Zhang Di(张 迪), Lin Tao(林 涛), Zhou Jixue(周吉学), *et al. Shandong Science*(山东科学)[J], 2017, 30(1): 33-40.  
[4] Su Zaijun(苏再军), Yang Shuzhong(杨树忠), Pu Jian(普 建), *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2016, 45(9): 15-19.  
[5] Song Peiwei(宋佩维). *Journal of Shaanxi University of Technology*

- (陕西理工大学学报)[J], 2017, 33(04): 05-11.
- [6] Feng Yan(冯 艳), Chen Chao(陈 超), Peng Chaoqun(彭超群), et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(12): 2385-2407.
- [7] Liu Jindong(刘津东), Wang Huanping(王焕平). *Internal Combustion Engine and Accessories*(内燃机与配件)[J], 2012(3): 10-13.
- [8] Huang Wei(黄 巍), Li Di(李 荻). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2006(2): 37-41.
- [9] Wang Chunyan(王春艳), Wu Kun(吴 昆), Wang Jiajie(王佳杰), et al. *Journal of Heilongjiang Institute of Technology*(黑龙江工程学院学报)[J], 2013, 27(4): 68-71.
- [10] Zhu Shifeng(朱世凤), Wang Yanbin(王艳彬), Chen Manli(陈曼丽), et al. *Journal of Netshape Forming Engineering*(精密成形工程)[J], 2011, 3(3): 01-04.
- [11] Dai Shenglong(戴圣龙). *Casting Manual*(铸造手册)[M]. Beijing: China Machine Press, 2002.
- [12] Liu Chun(刘 纯). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Wuhan: Wuhan University of Science and Technology, 2016: 15.
- [13] Zhang Shichang(张诗昌), Liu Chun(刘 纯), Liu Sheng(刘 升), et al. *Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2016, 44(4): 62-65.
- [14] Zhao Haofeng(赵浩峰), Wang Ling(王 玲), Sun Lei(孙 磊), et al. *Materials Research and Application*(材料研究与应用)[J], 2009, 3(4): 262-263.
- [15] Peng Q M, Meng J, Li Y D, et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2011, 528(4): 2106-2109.
- [16] Hu Jilong(胡继龙). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2012: 41.
- [17] Zhang X M, Hu J L, Ye L Y, et al. *Materials and Design*[J], 2013, 43: 74-79.
- [18] Fu Penghuai(付彭怀). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2009: 03.
- [19] Liu Wencai(刘文才), Wu Guohua(吴国华), Zhang Liang(张 亮), et al. *China*, 104928549A[P]. 2015-09-23.
- [20] Wu Guohua(吴国华), Liu Wencai(刘文才), Li Yanlei(李艳磊), et al. *China*, 104928550A[P]. 2015-09-23.
- [21] Zheng Mingyi(郑明毅), Wu Shouzhong(武首中), Qiao Xiaoguang(乔晓光), et al. *China*, 106967915A[P]. 2017-07-21.
- [22] Deng Yunlai(邓运来), Zhang Xinming(张新明), Liu Zhaoyang(刘钊扬), et al. *China*, 102839308A[P]. 2012-12-26.
- [23] Kelly A. *Composite Science and Technology*[J], 1985, 23: 171-199.
- [24] Lloyd D J. *International Materials Reviews*[J], 1994, 39(1): 1-22.
- [25] Zhou Yang(周 洋). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2012: 03.
- [26] Xi Yulin(郗雨林), Zhang Wenxing(张文兴), Chai Donglang(柴东琅), et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2002(01): 51-53.
- [27] Hu Jilong(胡继龙). *China*, 104313441A[P]. 2015-01-28.
- [28] He Pilin(何彬林), Li Dehui(李德辉), Zhu Hao(朱 浩). *China*, 105624502A[P]. 2016-06-01.
- [29] Gao Ping(高 平), Di Jianhui(邸建辉), Zhang Jianhua(张建华), et al. *China Foundry*(铸造)[J], 2010(6): 541-545.
- [30] Li Jianguo(李建国). *Thesis for Doctorate*(博士学位论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2013: 117.
- [31] Jin Peipeng(金培鹏), Wang Jinhui(王金辉), Ding Yutian(丁雨田), et al. *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2010, 31(3): 305-309.
- [32] Wu Gaohui(武高辉), Song Meihui(宋美慧), Wang Ning(王 宁). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2008(3): 69-86.
- [33] Ma Naiheng(马乃恒), Zhao Huifeng(赵慧锋), Xia Cunjuan(夏存娟), et al. *China*, 1986868[P]. 2007-06-27.
- [34] Liu Guanjun(刘贯军), Li Wenfang(李文芳), Ma Lijie(马利杰), et al. *Acta Materiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 2008(6): 156-159.
- [35] Yuan QiuHong(袁秋红), Zeng Xiaoshu(曾效舒), Liu Yong(刘 勇), et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(1): 86-97.
- [36] Qi Daohua(戚道华), Zeng Xiaoshu(曾效舒), Yao Xiaohan(姚孝寒). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2007(5): 676-679.
- [37] Xu Yingge(徐莺歌). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2010: 40.
- [38] Xu Qiang(徐 强), Zeng Xiaoshu(曾效舒), Xu Yaoyong(徐耀勇), et al. *Mechanical Engineering Materials*(机械工程材料)[J], 2009, 33(10): 53-56.
- [39] Liu S Y, Gao F P, Zhang Q Y, et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(7): 1222-1227.
- [40] Li C D, Wang X J, Liu W Q, et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 5(3): 222-240.

(编辑 吴 锐)