

粉末冶金镁基材料研究进展

游国强^{1,2}, 姚繁锦¹, 李琪¹, 郑玉涛¹, 周凯旋¹, 彭力真¹

(1. 重庆大学 材料科学与工程学院, 重庆 400045)

(2. 国家镁合金材料工程技术研究中心, 重庆 400044)

摘要: 镁及其合金具有密度低、比强度和比刚度高、阻尼减振和电磁屏蔽性能好、液态成型和机加工性能优良、易回收再生等优点, 在航空航天、地面交通和 3C 产品等领域具有很好的应用前景。然而, 镁合金的绝对强度偏低, 耐热和耐腐蚀性能不佳, 限制了其更广泛的应用。研究和工程实践显示, 粉末冶金工艺在改善镁基材料力学性能和耐蚀性方面具有很大的潜力。本文综述了粉末冶金镁基材料研究的最新进展, 并简要介绍了粉末冶金镁基材料在生物医学、汽车和储氢等领域的应用情况, 最后, 展望了粉末冶金镁基材料及工艺研究的发展方向。

关键词: 镁合金; 镁基复合材料; 粉末冶金; 应用; 研究进展

中图分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3497-13

镁合金作为目前“最轻”的金属结构材料^[1], 被誉为“21 世纪的绿色工程材料”。与传统材料相比, 其性能优势主要表现在轻质、高阻尼、抗电磁干扰、易液态成型和机加工、易回收^[2,3], 已在航空航天、汽车和 3C 产品等领域获得成功的工程应用。此外, 我国铁和铝等矿产资源禀赋差, 主要依赖进口; 但我国镁资源储量和原镁产量均居全球首位, 是少有的优势金属之一, 对于我国社会经济持续发展具有重要的战略意义^[4]。

当前, 镁合金制品的主要生产工艺是铸造, 90% 以上的镁合金零部件均为铸件^[5]。但在铸造工艺路线下, 镁合金制品的绝对强度往往偏低, 耐热和耐腐蚀性能不佳, 在其他工艺方法框架下开发高性能镁合金材料及制品成为众多学者的研究目标。

粉末冶金工艺的选材灵活度高, 可按需添加增强相; 材料利用率高, 能实现材料的近净成型; 强化效应好, 可制得性能优异的金属基复合材料; 生产效率高, 生产过程节能环保^[6,7], 将其运用于镁基材料的制备, 可获得高性能、耐热和耐腐蚀的镁制品^[8-13], 拓展镁及镁合金的应用范围。近年来, 粉末冶金镁基材料及其应用研究取得了可喜进展, 相关文献十分丰富, 但目前还没有较为详细全面的总结。

本工作以粉末冶金镁基材料为切入点, 对近十余年来了运用粉末冶金法添加各种常用合金元素 (如 Zn、Al、Mn、稀土元素 (RE)) 以改善基体性能, 引入各类增强相 (碳纳米材料如碳纳米管 CNTs/石墨烯 GNPs;

纳米颗粒如 NiTi/SiC) 制备复合材料以改善各项性能的研究进展进行了综述, 简要介绍了粉末冶金镁基材料在生物医学、汽车和储氢领域的应用, 并指出了粉末冶金工艺制备镁基材料亟待解决的问题, 以期今后进一步的粉末冶金镁基材料研究提供一定的理论支撑。

1 粉末冶金工艺

粉末冶金是把基体粉末和增强相进行机械混合, 再进一步压制、烧结的生产工艺, 是一种制备复合材料简便、合理的方法。随着国内外学者对粉末冶金工艺研究的深入, 粉末冶金已由早期的工艺繁琐、成本偏高, 逐渐向高性能化、高致密化、低成本化发展^[14]。

如图 1 所示为粉末冶金的工艺流程图, 粉末冶金工艺流程主要包括^[15-27]:

(1) 制粉: 制备粉末冶金所需纯金属或合金粉末, 可分为机械法和物理化学法, 机械法即机械粉碎法, 而物理化学法主要包括快速凝固法、电解法等。

(2) 混粉: 将制备好的粉末按比例进行充分的混合, 其中, 应用最为广泛的是球磨法。利用磨球在球磨过程中的运动及相互碰撞, 实现粉末的微锻、脆裂、冷焊 3 个过程并达到动态平衡, 从而使粉末混合均匀。由于镁的化学性质活泼、镁粉活性高、着火温度很低, 机械球磨过程中存在安全隐患, 学者们针对此问题也发明了使用机械搅拌器或超声波在乙醇中混合分散的安全绿色混粉技术^[15]。

收稿日期: 2021-09-16

基金项目: 广东省重点研发项目 (2020B010186002)

作者简介: 游国强, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400045, E-mail: ygq@cqu.edu.cn

(3) 粉末成型：即使用一定的方法使混合均匀的粉末成型，可分为模具冷压成型和特殊成型。其中，特殊成型方法把粉末冶金工艺更加细分，包括无压成型、静压成型、热压成型、注射成型，半固态粉末成型等^[16-21]。

(4) 坯块的烧结：烧结的根本目的是将粉末颗粒进行冶金连接。烧结是粉末冶金工艺中最重要的一道工序，往往决定了坯料的组织和性能，而烧结温度又是影响烧结效果最核心的参数。随着烧结技术的发展，衍生出了真空烧结、热压烧结、放电等离子烧结、选择性激光烧结等工艺。其中，热压烧结^[20,21]、放电等离子烧结^[22,23]、选择性激光烧结^[6]将粉末的成型过程和烧结过程合二为一，在保证质量的同时，简化了制造工艺。目前，球磨-真空烧结法是镁合金中研究最多，应用最广的烧结工艺，因此，本工作也将主要围绕此方法展开。

(5) 二次加工：包括热锻、冷锻和热挤压^[24-26]等，目的是获得所需形状和尺寸的零件，并通过致密化及加工硬化强化坯料的性能。

粉末冶金工艺之所以是一种认可度高、应用范围广、成熟且充满活力的技术，是因为其具有以下特点：

(1) 设计灵活度高。所制备材料的配比灵活度高，可按需进行比例设计，充分发挥各组元的特性，以达到强化特定性能的目的^[28,29]。常规熔炼法虽也可进行比例设计，但由于各元素的烧损和反应消耗，使得其调控难度变高，而粉末冶金法恰能解决此类问题。

(2) 材料利用率高。能实现材料的近净成型，粉末冶金生产的尺寸精度相当高，不需要进一步加工，最大限度地减少材料浪费^[3,6]，因此，在贵金属领域同样也具有相当大的应用前景。

(3) 强化效应好。能制得增强相含量高的金属基复合材料，控制强化相的添加比例，调控工艺参数，保证强化相分散均匀、不存在团聚的情况下，强化效

应良好^[22,30]。此外，粉末冶金还可生产纳米晶/超细晶镁基合金，消除偏析等，使镁的力学性能大大增强。

(4) 生产效率高，节能环保。由于真空烧结温度往往不需要达到材料的熔点，故相较而言，生产效率较高，降低了制造成本，缩短了交货周期^[31]。

总之，粉末冶金被证实是制备高性能镁基材料的一种潜在方法^[3-5]。按上文所提到的工艺流程制得样品后，可进行一系列表征，如用扫描电镜、透射电镜分析其显微组织，用万能试验机测试其力学性能，此外，还可进行生物体外相容性测试及热稳定性测试等^[32-36]。下文就将结合国内外学者运用各种分析测试方法所得出的结果，对粉末冶金制备镁基材料的研究现状进行概述与分析。

2 镁基材料的设计

镁基材料的粉末冶金从基体层面划分可以归类为两部分。其一，以纯镁为基体，通过合理设计合金成分，添加其他元素（如 Zn、Al、Mn 等），达到强化某种特定性能的目的；其二，以商用镁合金或特定比例的镁合金为基体，通过添加性能优异的增强相（如碳纳米材料，纳米颗粒等），得到性能获得一定优化的复合材料。本节将从常用合金元素及作用，常用复合材料增强相及作用 2 个方面介绍粉末冶金工艺中镁基材料的设计研究现状。

2.1 常用合金元素及作用

纯镁因强度较低、耐蚀性差不适合直接应用，一般需引入适量合金元素，镁基体添加的主要合金元素有 Zn、Al、Mn、RE（Rare Earth 稀土元素）等。引入合金元素，会显著影响粉末冶金工艺制得的镁合金的性能。合金元素的添加需视材料本身的特性和服役要求而定，此外，大批量的生产还需考虑生产成本。几种常用粉末冶金中添加的合金元素及相关总结如表 1 所示^[37-48]，本节将分别从添加 Zn、Al、Mn、RE 及作用 4 个方面分别介绍合金元素对粉末冶金法制备镁合金性能的影响。

2.1.1 添加 Zn 及作用

Zn 是镁合金领域应用最广泛的元素之一，由于 Mg-Zn 基材料具有金属间相生成的特点，添加适量的 Zn 元素，有利于强化镁的流动性和力学性能。Zn 通常配合 Al 加入镁中，Zn 的质量分数在 7% 以内对 Mg 的耐蚀性有积极影响，但 Zn 的含量过高，反而会恶化合金的力学性能和耐蚀性能。

采用粉末冶金技术制备 Mg-Zn 合金，由于 Zn 元素的引入，使得烧结产物的晶粒细小，烧结密度提高，

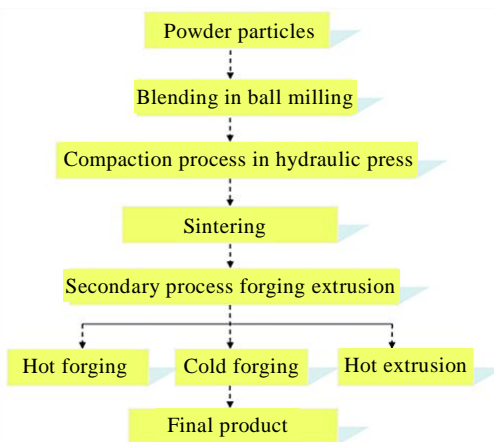


图 1 粉末冶金工艺流程图

Fig.1 Schematic diagram of powder metallurgy process^[27]

表 1 镁的粉末冶金常用合金元素及相关总结

Table 1 Common alloy elements in powder metallurgy of Mg and related summary

Alloys	Second phase	Strengthening properties	Main mechanism	Ref.
Mg-3Zn	-	Mechanical property, corrosion resistance	Fine grain strengthening	[37]
Mg-3Zn	MgZn ₂	Mechanical property	Solution strengthening	[38]
Mg-4Zn	MgZn ₂	Mechanical property	Fine grain strengthening	[37]
Mg-6Zn	MgZn	Mechanical property	Dispersion strengthening	[39]
Mg-14.5Zn	MgZn, MgZn ₂	Mechanical property	Dispersion strengthening	[39]
Mg-25.3Zn	MgZn, MgZn ₂	Mechanical property	Dispersion strengthening	[39]
Mg-40.3Zn	MgZn, MgZn ₂	Mechanical property	Dispersion strengthening	[39]
MgZn _{2.1} Y _{0.26}	Mg ₃ YZn ₆	Mechanical property	Fine grain strengthening	[40]
MgZn _{3.3} Y _{0.43}	Mg ₃ YZn ₆	Mechanical property	Fine grain strengthening	[40]
Mg-19Zn-1Ca	Mg ₂ Zn ₁₁	Mechanical property	Fine grain strengthening	[41]
Mg-7.4Al	Al ₁₂ Mg ₁₇	Mechanical property	Fine grain strengthening	[42]
Mg-11.3Al-2Ni	Al ₃ Ni ₂ , AlNi, Mg ₁₇ Al ₁₂	Mechanical property	Solution strengthening	[43]
Mg-11.3Al-2Ni	Al ₃ Ni ₂ , AlNi, Mg ₁₇ Al ₁₂	Mechanical property	Solution strengthening	[43]
Mg-11.3Al-2Ni	Al ₃ Ni ₂ , AlNi, Mg ₁₇ Al ₁₂	Mechanical property	Solution strengthening	[43]
Mg-Al-Ti	Al ₃ Ti	Mechanical property, wear resistance	Precipitation strengthening	[17]
AZ91D-2Si	Mg ₂ Si, Al ₁₂ Mg ₁₇ , AlMg ₂ Zn	Mechanical property	Fine grain strengthening	[44]
Mg-6.01Al-0.26Mn-2.09Ca	Al ₆ Mn, Al ₂ Ca	Mechanical property	Fine grain strengthening	[45]
Mg-5.92Al-0.26Mn-2.01Ca	Al ₆ Mn, Al ₂ Ca	Mechanical property, corrosion resistance	Fine grain strengthening	[26]
Mg-3Mn	MgZn ₂	Mechanical property	Solution strengthening	[38]
Mg-Zn-Zr-3Y	MgZn ₂	Mechanical property	Fine grain strengthening	[46]
Mg-4Y-3RE-Zr (WE43)	Mg ₁₄ Nd ₂ Y, Mg ₄₁ Nd ₅ , Mg ₂₄ Y ₅	Mechanical property, corrosion resistance	Fine grain strengthening	[47]
Mg-1Gd-0.5Zn	Mg ₃ Gd	Mechanical property	Fine grain strengthening	[48]

显微硬度持续增加, 腐蚀速率降低, 且 Mg-3%Zn 合金具有最佳的耐腐蚀性能^[37]。同时, Mg-Zn 合金具有良好的生物相容性, 其力学性能相似于人体骨组织, Mg-Zn 合金在 Ringer 溶液中, Zn 浓度的增加(从 6% 到 40.3%)降低了腐蚀电位, 但增加了腐蚀电流, 原因

是如图 2 所示的较大尺寸金属间化合物引起了严重的微电偶腐蚀。固溶处理虽然可以减少金属间相的数量, 但会在表面形成微孔, 这些微孔引起局部点蚀, 显著降低其耐蚀性。而通过时效处理能显著降低 Zn 的偏析, 提高表面腐蚀产物层的致密性和均匀性, 从而提高耐蚀性^[39]。

此外, 随着 Zn 含量的增加, Mg-Zn 合金的抗弯强度先增加而后降低, 事实证明^[49], Mg-10Zn 粉末混合物在热处理后, 其微观组织由富 Mg 富 Zn 区和 MgZn₂ 金属间相组成。MgZn₂ 金属间相属于一般形式为 AB₂ 的 Laves 相, 具有高硬度和高脆性的特点, 导致基体塑性韧性的恶化, 在三点弯曲试验中, 在断裂试样的断口上观察到脆性断裂。因此, 对于粉末冶金而言, 过多地添加 Zn 元素, 反而会恶化 Mg-Zn 合金的力学性能, 具体 Zn 元素的含量, 需根据其应用领域及服役条件进行适当调整。

2.1.2 添加 Al 及作用

Al 的适当引入可显著提高镁的强度和耐腐蚀性, 故 Al 也是镁合金领域应用最广泛的元素之一。Mg 和 Al 都具有较低的密度, 在镁合金基体中, 添加 Al 元素, 可细化晶粒, 生成独立岛状或沿晶界呈连续网状分布的金属间化合物 Mg₁₇Al₁₂, 使镁合金的强度及耐腐蚀性提高, 并兼具良好的刚性和尺寸稳定性^[50]。因此 Mg-Al 系镁合金是目前商业应用最广的镁合金, 具有铸造性能优良、强度较高、成本较低等特点。通过熔炼法向 Mg 中引入 Al 元素的应用也相当广泛, 但由于 Mg 的烧损问题, 调控 Mg-Al 的固定比例难度较高, 而粉末冶金法可实现精准且灵活的调控。

研究表明^[43], Al 元素的复合添加可改善镁的高温力学性能, 采用粉末冶金方法制备的 Mg-Al-Ni 合金, 其显微组织除 α -Mg 基体外, 还存在粗的 Al₃Ni₂ 颗粒和细的 AlNi 纳米颗粒, 图 3 中的 TEM 明暗场像及电子衍射花样证实了 α -Mg 晶粒中的纳米 AlNi 相的存在, 这些颗粒阻止了高温变形过程中晶界和位错的移动。此外, Al-Ni 相的存在还提供了一个非基底滑移系统, 导致塑性的改善。

一些粉末冶金制造的 Mg-Al 合金也可应用于功能材料领域。Yang^[51,52]等报道了以碳酸钙为发泡剂, 以金属粉末为原料成功制备了孔隙率为 30%~80%、孔径为 0.5~2.0 mm 的 Mg-Al 合金泡沫材料。制造泡沫材料的方法包括可发泡前体制备和发泡 2 个主要步骤。研究结果表明, 由于胞壁金属间化合物的存在, Mg-Al 泡沫材料的压缩应力应变曲线在平台区呈锯齿状, 且 Al 的加入量越少, 胞壁金属间化合物的形成越少, Mg-Al 泡沫材料的屈服强度越高。

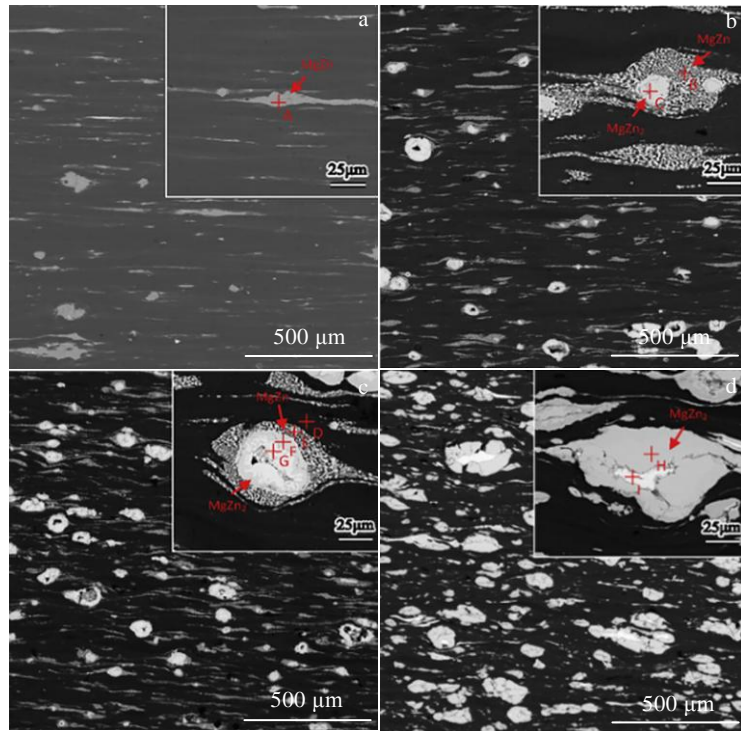


图 2 挤压态镁锌合金的 SEM 显微组织

Fig.2 SEM micrographs of the as-extruded Mg-Zn alloys^[39]: (a) Mg-6Zn; (b) Mg-14.5Zn; (c) Mg-25.3Zn; (d) Mg-40.3Zn

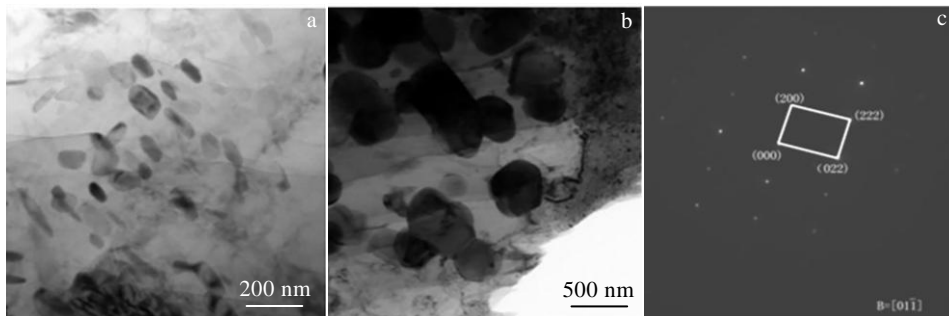


图 3 Mg-Al-Ni 合金的 TEM 照片及合金中纳米粒子的 SAED 花样

Fig.3 TEM images (a, b) and SAED pattern (c) of nanoparticles in Mg-Al-Ni alloys^[43]

2.1.3 添加 Mn 及作用

Mn 是另一种提高镁合金耐腐蚀性的元素, Mn 在 Mg 中固溶度小, 并不能与 Mg 形成化合物, Mn 对镁合金的力学性能影响不大, 但镁合金中 Mn 元素的少量添加往往可有效改善其耐蚀性, 且无应力腐蚀倾向, 这可能与某些第二相的析出及分布有关。此外, Mn 还可以细化晶粒, 消除有害的金属间化合物。

对比 Mn 和 Zn 对镁合金的作用, 事实证明^[38], Mg-3Mn 比 Mg-3Zn 更加致密, 因此烧结更困难, 虽说 Mn 的引入可显著改善镁合金的耐腐蚀性能, 但其工艺更加复杂, 生产难度加大, 且过量 Mn 的添加, 反而会降低镁合金的力学性能。因此, 在粉末冶金镁

合金的工程领域, Mn 的应用范围不及 Zn 广。相反地, 在生物医用植入材料领域, 由于镁合金耐腐蚀性差导致其在人体中降解过快, Mn 的引入成为了解决这一问题的有效方法。

文献[26,45]通过旋转水雾化法制粉, 研究了粉末冶金法制备的 Mg-Al-Mn-Ca 合金的力学性能和腐蚀行为。结果表明, 其不仅具有优异的力学性能, 而且具有优异的耐蚀性。在 0.1 mol/L 的 NaCl 溶液中, 其耐蚀性分别是热挤压和铸态合金的 2.5 倍和 10 倍。动电位极化效应表明, 3 种合金在 NaCl 溶液中的阳极电流密度和阴极电流密度大小顺序均为粉末冶金合金 < 热挤压合金 < 铸态合金, 说明粉末冶金制备的

Mg-Al-Mn-Ca 合金耐蚀性优于其他工艺。

2.1.4 添加 RE 及作用

大部分稀土元素的适当添加能改善镁合金的性能。稀土元素不仅可以细化晶粒尺寸，还能改善第二相的形状、尺寸和分布，具有良好的细晶强化、沉淀强化和固溶强化作用，目前已成为合金化领域的研究热点^[53-58]。尤其在镁的合金化领域更加备受关注。研究表明，稀土元素的加入还可改善镁的高温抗氧化性^[18-20]、阻尼性^[21-23]、耐蚀性^[59]等。本文主要综述了镁的粉末冶金领域 4 种重要的稀土元素，包括 Y、Ce、La、Gd。

Y 是一种能改变镁合金中第二相的组成、形态和分布，并可细化晶粒尺寸的常用稀土元素，文献^[46,47]研究了 Y 对粉末冶金法及热挤压制备镁合金的影响，如图 4 所示，发现均匀等轴细小晶粒的稀土 Y 合金具有较弱的织构强度，压缩变形孪晶几乎没有激活，被

位错和棱柱滑移所取代。Y 的加入带来的弥散强化和细晶强化的共同作用使挤压合金的强度、塑性和耐蚀性同时提高。

还有学者研究了 Ce、La 和 Gd 等元素复合添加对镁合金性能的影响。Zhou^[60]等采用快速凝固粉末热压法制备了 Mg-6Zn-5Ca-3Ce 和 Mg-6Zn-5Ca-3Ce-0.5La 棒状合金，研究了 La 对其显微组织和相组成的影响。结果表明，Mg-6Zn-5Ca-3Ce 合金的晶粒尺寸为 350 nm ~ 1 μm，在加入 0.5% (质量分数) La 后，合金组织得到细化，晶粒尺寸为 300~500 nm，原因很可能是含稀土金属间化合物的数量增加，以及含少量 Ca 的 Mg₂Zn₃RE₂ 相的熔点提高。Cabeza^[48]对粉末冶金法生产的 Mg-1Gd-0.5Zn 合金与挤压法生产的相同合金进行了比较。发现在 400 °C 高温下，如图 5 所示，粉末冶金法生产的含 Gd 镁合金在高应变速率下表现出超塑性，延伸至 700% 左右才失效。

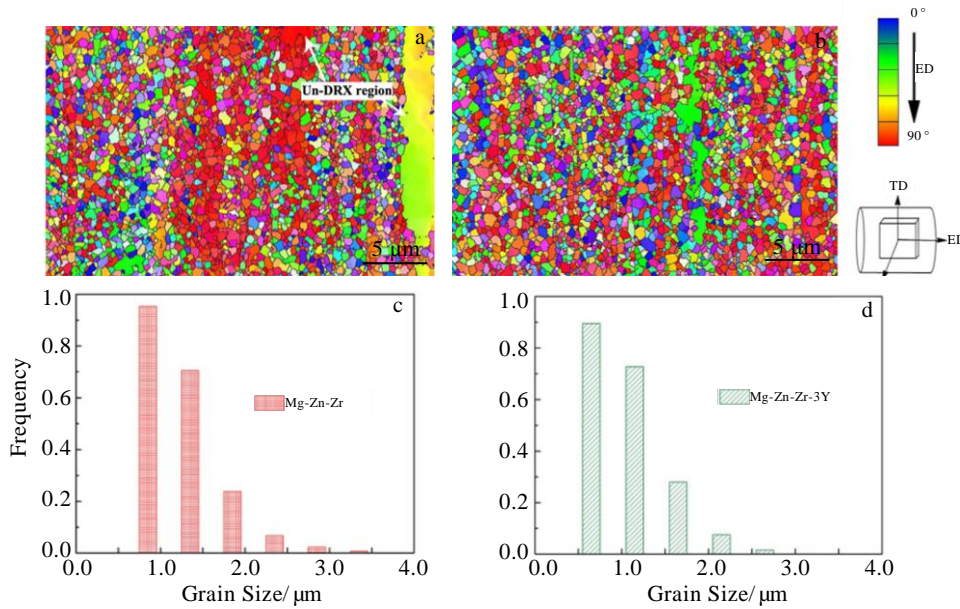


图 4 Mg-5.1 Zn-0.1Zr 和 Mg-5.1Zn-0.1Zr-3Y 的 EBSD 照片及对应的晶粒尺寸分布

Fig.4 EBSD images (a, b) and corresponding grain size distributions (c, d) of Mg-5.1 Zn-0.1Zr (a, c) and Mg-5.1Zn-0.1Zr-3Y (b, d) alloys^[46]

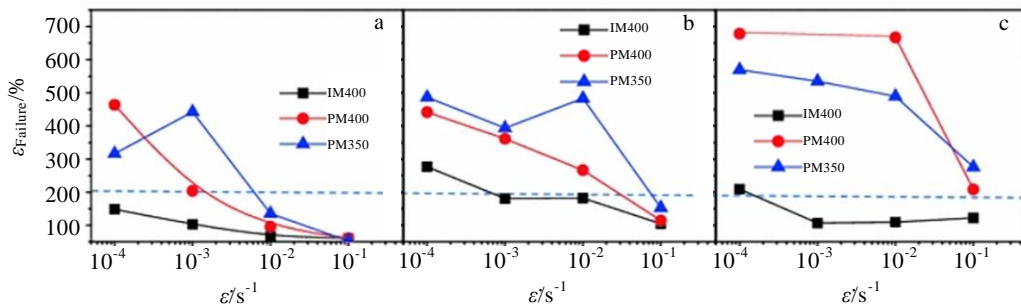


图 5 Mg-1Gd-0.5Zn 合金在 3 个试验温度下的断裂伸长率

Fig.5 Fracture elongation of Mg-1Gd-0.5Zn alloy at different temperatures^[48]: (a) 300 °C, (b) 350 °C, and (c) 400 °C

从以上研究结果可知，现阶段热挤压是最常用的粉末冶金制备镁合金后的二次加工方法，强化的性能大多是力学性能。整个过程的强化机理涵盖了细晶强化、第二相强化、固溶强化和加工硬化。目前，对于镁粉末冶金的合金化设计往往基于特定的合金成分，而并没有在一些常见的商用镁合金基础上进行。究其原因，一是商用镁合金各项性能平衡且优异，若再加入其他合金元素，很有可能打破平衡，反而弱化其性能；二是目前大量的研究均基于某种特定的性能添加特定的元素，如加入 Mn 提高镁合金的耐蚀性，加入 RE 细化晶粒，但这些研究并没有关注合金元素的添加，是否会对其他性能（如耐磨性、阻尼性等）造成不利影响，故这些研究成果的不完整性使其无法直接运用于生产实际中。此外，在粉末冶金制备复合材料领域，此类元素的掺杂，是否会对镁合金和增强相的界面结合产生影响，也是一个值得深思的问题。下面就将重点讨论粉末冶金制备镁基复合材料的现状。

2.2 常用复合材料增强相及作用

一般来说，引入物理及化学性能优异的增强相，一定程度上能强化基体的性能^[61]。从复合材料的角度出发解决问题，如今在各领域的应用十分广泛。选择增强相的原则有以下几个方面：

- (1) 增强相本身需具有优良的性能，主要考虑需强化基体的特定性能。
- (2) 增强相与基体之间的物理相容性，主要考虑与基体热膨胀系数相近、密度相近、润湿性良好。
- (3) 增强相与基体之间的化学相容性，主要考虑二者之间是否有化学反应，从获得良好界面的角度出发，适时适度的化学反应有助于界面结合。

复合材料的性能除了受粉末冶金工艺参数的影响外^[62]，很大程度上取决于增强相的性能及其与基体物理化学性能的契合程度，但需强调的是，在复合材料领域，基体与增强相的界面结合效果十分重要，其对复合材料性能的影响甚至高于增强相本身的影响。因此，并不是说增强相的性能越好，添加的量越大，所制备的复合材料的性能就越好。实际上，增强相的强化效应需综合考虑多种因素，包括增强相类别和数量的选择、与基体的界面结合效应^[63]、析出相与增强相的分布、增强相是否发生团聚等。

2.2.1 碳纳米管/石墨烯

相比传统的增强材料，碳纳米管、石墨烯等新型碳纳米材料具有十分优异的物理及化学性能，在科学界和工业界引起广泛关注^[64]。碳纳米管是由石墨烯片层卷曲而成，可分为单壁碳纳米管（SWCNTs）和多壁碳纳米管（MWCNTs）^[65]，碳纳米管具有极大的长

径比，是纳米级的中空管径，这种特殊的结构赋予其比强度高、模量高、质量小、阻尼性好等特点^[66]，故作为复合材料的增强相具备得天独厚的优势，目前已经成为航空航天、武器装备、生物医学等高精尖领域的研究热点^[67]。本工作对相关碳纳米材料制备镁基复合材料的力学性能进行了总结（图 6）^[24,65,68-71]，随着 CNTs 的加入，镁合金的抗拉强度较纯镁均有所提高，强化效果受基体和 CNTs 的含量影响，而塑性并非呈简单的线性关系。

Sun 等发现^[71,72]采用粉末冶金法在 Co/Mg 催化剂粉末中制备的 CNTs/Mg 复合粉体，所得 CNTs 平均粒径为 15 nm，在 Mg 粉体上分散均匀。短时间球磨 CNTs/Mg 复合粉体可使 CNTs 嵌入 Mg 中，使晶粒细化。CNTs/Mg 复合材料的抗拉强度平均达到 285 MPa，比工业纯 Mg 提高了 45%。文献^[73]在超声分散的基础上，提出了一种新的使 CNTs 均匀分散到镁基复合材料中的实用方法。首先，在含有 5%硬脂酸钠的乙醇溶液中以不同转速（100~300 r/min）和球磨时间（0.5~2 h）球磨一定量的 CNTs，以打破 CNTs 的硬团聚。其次，采用超声波法将球磨后的 CNTs 进一步分散在乙醇溶液中。最后将 Mg 粉体与分散性好的 CNTs 溶液混合，球磨 1 h，使 CNTs 均匀地包覆在镁基体表面。如图 7 所示，采用此方法，CNTs 可被均匀地分散到镁基复合材料中，部分 CNTs 具有定向排列特性。制得的复合材料显微硬度和延伸率显著提高，分别为 23%和 98%。合成的复合材料具有密度低、比强度高优点，可用于汽车、航天等行业^[65]。Song^[21]等按图 8 所示的电化学沉积和真空热压的方法制备了 CNTs/Mg 仿生层状复合材料。与纯镁相比，复合材料的屈服强度和延伸率分别提高了 52%和 59%。与均匀复合材料

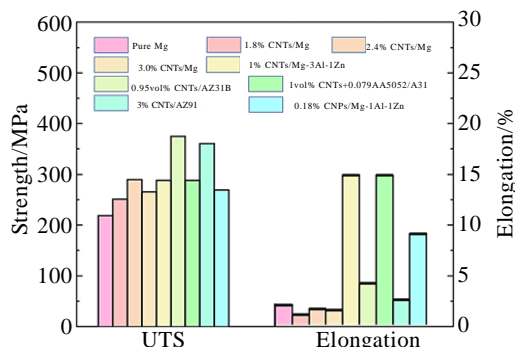


图 6 碳纳米材料制备镁基复合材料的力学性能
Fig.6 Mechanical properties of Mg matrix composites fabricated by adding carbon nanomaterials^[24,65,68-71]

相比，堆叠位错产生更高的背应力强化。同时，碳纳米管层的隔离作用使得塑性变形更加均匀，从而延缓了颈缩的发生。在失效阶段，层状结构对裂纹具有更强的缓冲作用，总的来说，复合材料的韧性是通过提高塑性变形能力和延迟裂纹扩展来提高的。除力学性能外，Hou^[74]等对采用粉末冶金和时效工艺制备的MWCNTs增强Mg-6Zn基复合材料的热性能进行了评价。时效后Mg-6Zn/0.4MWCNTs复合材料的导热系数为 $140.7 \text{ W (m K)}^{-1}$ ，比Mg-6Zn合金提高17%，主要归因于具有强插入(PI)界面的均匀分布的MWCNTs和MWCNTs诱导的有序相析出。

由于石墨烯(GNPs)具有低密度、高强度、高模量等优异的物理化学性质，常作为增强相以制备金属基复合材料，采用粉末冶金法可制备镁铝合金与GNPs

纳米板组成的复合材料，且GNPs可在基体中均匀分布。在Mg-1Al-1Sn合金中加入0.18%~0.25% GNPs(质量分数)，可提高合金的抗拉强度(从236到269 MPa)^[24]，复合材料强度的提高可能是由于GNPs的高比表面积、高强度和优异的纳米填料附着力。但GNPs的添加量不能过多，一般不超过2%，否则GNPs团聚严重，反而会使复合材料的性能下降。Rashad^[75]等采用粉末冶金和热挤压制备了Mg-10Ti-0.18GNPs复合材料。观察显微结构发现，增强体颗粒在基体中均匀分布，可有效防止变形。室温拉伸试验结果表明，在Mg中加入GNPs可使力学性能提高。此外，采用GNPs强化镁合金，也可采用触变成型^[31]工艺。上述研究成果说明，将GNPs作为增强相以强化镁基体的性能，也是一个可行的方法。

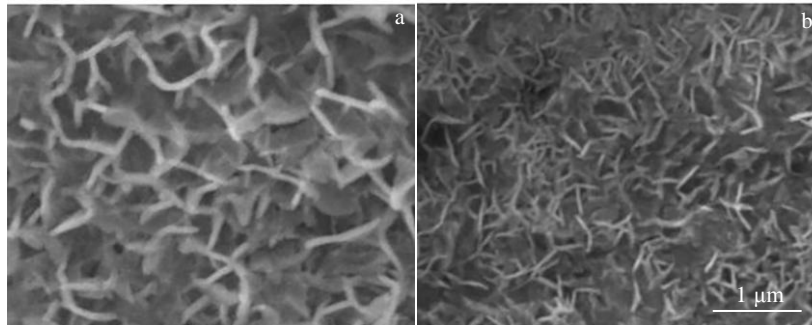


图7 CNTs在镁基体中的均匀分散

Fig.7 Uniform dispersion of CNTs in Mg matrix^[70]: (a) 1%CNTs and (b) 2%CNTs

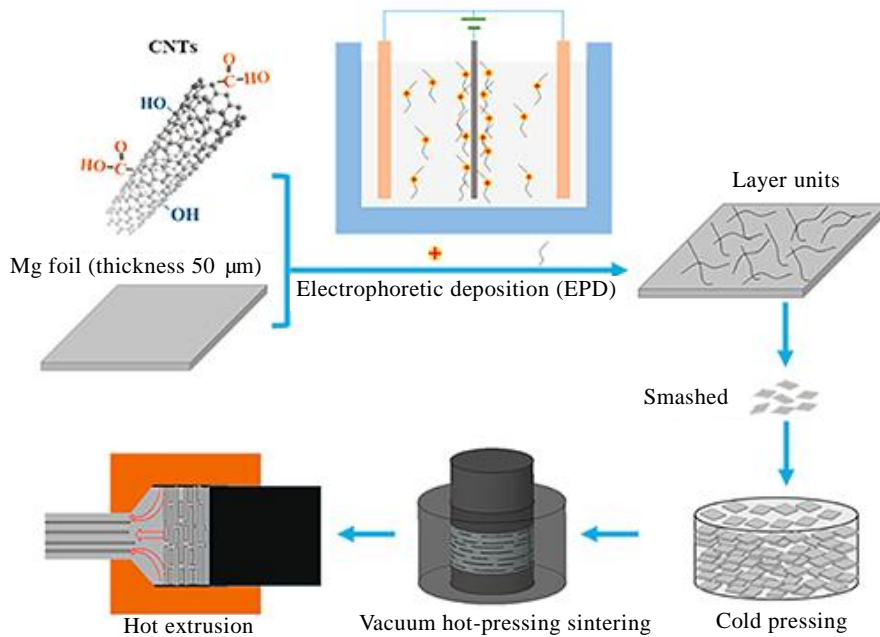


图8 碳纳米管/镁层状复合材料制造工艺示意图

Fig.8 Schematic diagram of manufacturing process of carbon nanotubes/Mg layered composites^[21]

2.2.2 NiTi/SiC 纳米颗粒

粉末冶金法制备镁基复合材料的增强相除了碳纳米材料外, 还有如 NiTi、SiC 等的纳米颗粒增强相^[20], 这类增强相具有比表面积大、表面能高、物理及化学性质相对稳定等特点, 且与碳纳米材料相比, 纳米颗粒增强相往往与镁基体有相对较好的界面结合效应, 并且保持了基体的初始韧性, 有效平衡了镁基复合材料强度与塑性之间的矛盾^[76]。

如图 9 所示, 由于硬质 NiTi 强化颗粒的出现、基体向 NiTi 颗粒的载荷转移、Orowan 强化机制以及引起的位错锁定显著强化了基体的力学性能。研究证明^[36], 与 Mg-3Zn-0.5Ag 镁合金基体相比, 运用球磨/热压烧结工艺添加 15% (质量分数) 的 NiTi 可使镁基复合材料晶粒尺寸减小 10.5%, 抗压强度提高 56%, 伸长率提高 7.6%。而进一步的添加则会降低其抗压强度、伸长率及耐蚀性。此外, 体外生物相容性测试表明, 该纳米复合材料具有良好的生物相容性, 故包含 15% 的

NiTi 纳米镁基复合材料可以适当地用作植入生物医用材料。此外, 还有研究证明运用球磨/热压工艺制备的 NiTi 纳米镁基复合材料, 基体与纳米颗粒之间形成了良好的结合, 致密度高。并且 NiTi 纳米粒子的加入使纯镁的显微硬度、阻尼性能、抗压强度都表现出明显的增强^[77,78]。

SiC 纳米颗粒也是利用晶界强化、Orowan 强化和载荷传递强化机制提高基体性能的增强相, 此外, SiC 纳米颗粒还可有效细化镁合金基体及第二相尺寸, 相关 SiC 强化镁合金力学性能的总结如图 10^[19]所示。由图 10a, 在以 Mg-9Al 为基体时, 随着 SiC 的加入, 镁基复合材料的力学性能随之增强, 加入 7.5% 的 SiC 颗粒制得的复合材料具有最优的力学性能, 继续添加则会导致其力学性能恶化, 可能是由于 SiC 颗粒团聚导致的。由图 10b 可发现, Mg-9Al-xSiC(x=2.5, 5, 7.5, 10, %质量分数)复合材料的力学性能优于以前报道的大多数镁基复合材料, 尤其是具有较为平衡且出色的强度与塑性。

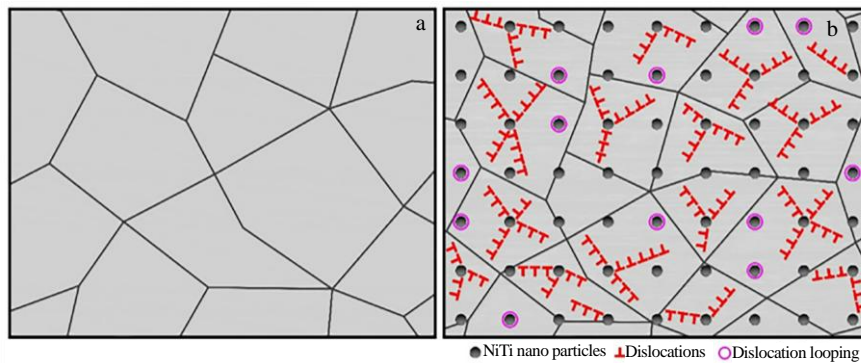


图 9 NiTi 强化颗粒引起的位错锁定

Fig.9 Dislocation locking induced by NiTi strengthening particles^[36]: (a) Mg alloys matrix and (b) NiTi incorporated nanocomposites

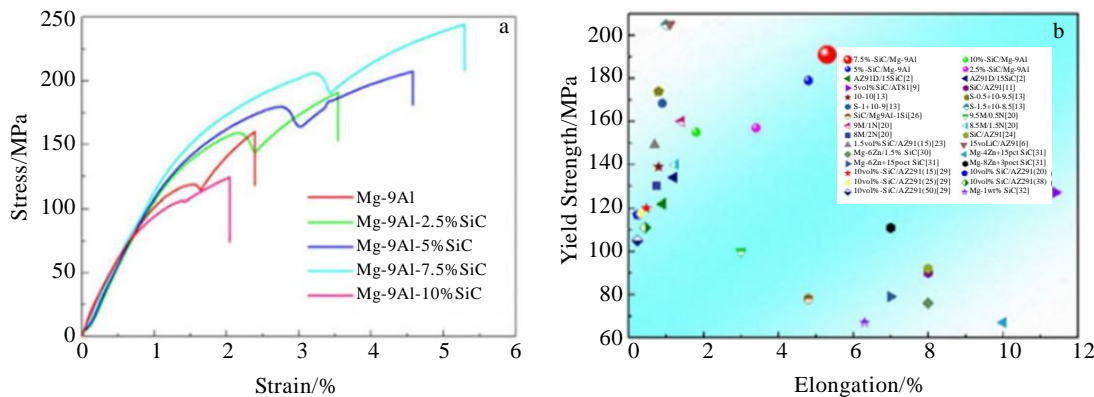


图 10 Mg-9Al 合金和 Mg-9Al-xSiC(x=2.5, 5, 7.5, 10, wt%)复合材料的应力-应变曲线及 Mg-9Al-xSiC 复合材料与其他镁基复合材料的力学性能比较

Fig.10 Stress-strain curves of Mg-9Al alloy and Mg-9Al-xSiC(x=2.5, 5, 7.5, 10, wt%) composites (a); comparison of mechanical properties between Mg-9Al-xSiC(x=2.5, 5, 7.5, 10, %) composites and other Mg matrix composites (b)^[19]

文献[19,79]证实超声辅助粉末热压法能够使 $n\text{-SiC}_p$ 良好地分散在 $n\text{-SiC}_p/\text{Mg-9Al}$ 复合材料中,与基体实现了良好的界面结合(图 11),并且随着热压温度的升高, $n\text{-SiC}_p$ 的团聚现象先减少后增加,复合材料的致密度先升高后降低。故增强相的均匀分散、复合材料的致密度都需要适宜的温度来调控。此外,随着 $n\text{-SiC}_p$ 纳米颗粒含量的增加,复合材料的强度和塑性先增大后减小。故 $n\text{-SiC}_p$ 过多的添加反而不利于复合材料的力学性能。特别地,在热压温度为 $510\text{ }^\circ\text{C}$, SiC 纳米颗粒含量为 7.5%(质量分数)时,复合材料的致密度最高,晶粒尺寸最为细小, $n\text{-SiC}_p$ 分散最为均匀,其力学性能最为优异。也有研究表明,当 SiC 的加入量超过 10%时,球磨时间增加至 20 h,能得到 SiC 均匀分布、晶粒细小的复合材料^[80]。

除上述提到的粉末冶金法制备镁基复合材料的增强相外,还包括 TiO_2 和 ZrO_2 纳米粒子等^[81,82]。镁基复合材料的制备方法还有喷射沉积法、搅拌摩擦加工法等^[83]。每种方法都各有其优劣势及应用范围,但由于镁化学性质活泼,相对于其他工艺,运用粉末冶金法可降低镁的成型温度,因此能显著避免温度较高所产生的强烈氧化及界面反应过量等问题,再加上粉末冶金灵活度高,很适合用于新领域新材料的开发,下文将对粉末冶金生产的镁制品进行简要概述。

3 应用

粉末冶金法制备的镁基材料一定程度上保留了轻质性、高阻尼性和电磁屏蔽性等镁的固有属性,另外,增强相的引入还能赋予其优异的力学性能、耐腐蚀性能和高温抗蠕变性能等。目前在生物医学、汽车和储氢材料等领域的应用价值越来越高。

3.1 生物医用镁合金

镁是重要的生物医学材料,镁合金作为医用材料植

入人体,具有诸多优势,如镁合金比强度高、可降解性好(避免二次手术)、生物相容性好、质量轻、密度和力学性能接近于人骨^[84],被誉为“革命性的生物材料”。一些镁合金生物医用材料如心血管支架、用于固定和连接人骨的螺钉等已处于临床实验阶段,图 12 为目前已投入应用或处于试验阶段的一些生物医用镁合金材料。

由于镁的耐腐蚀性差,若不能正常把控,在植入人体后会产生一系列问题,如腐蚀速率过快、发生局部点蚀、产生气体等^[85],植入的医用镁合金材料的机械完整性会因人体中高氯化物环境而丧失^[30],镁的耐腐蚀性较差主要是由以下 2 个方面决定的:

(1) 纯镁具有 2.34 伏的高负标准电极电位,在含水电解质中容易形成氢氧化镁产物层^[86]。虽然氢氧化镁的 PB 率大于 1,但依然不能有效防止镁基体与氯离子等渗离子接触^[87],主要原因是氢氧化镁薄膜本身在化学上就不稳定^[88];

(2) 镁基材料中的金属间化合物在相/基体界面上起着微阴极的作用,基体中细小的相可以提供更多的电偶位置,产生微电偶腐蚀,加速腐蚀速率^[89]。

为拓展镁基材料在生物医学的应用,亟须解决镁合金腐蚀速率过快的问题,目前主要的解决方法是:

(1) 采用粉末冶金法添加无毒合金元素提高其耐腐蚀性。

(2) 进一步的表面工艺(如微弧氧化^[38],电镀等)被用于镁基材料表面性能的优化。

(3) 一些金属颗粒^[90]作为增强相被用于生物医用镁基复合材料,以确保在保持植入材料机械完整性的同时解决腐蚀速率过快的问题。

3.2 储氢材料

在石油资源短缺和环境保护的双重压力下,近年来,氢能已成为优异的能源替代品。同时,一种安全、高效和经济的储氢方法可进一步拓展其应用。储氢介

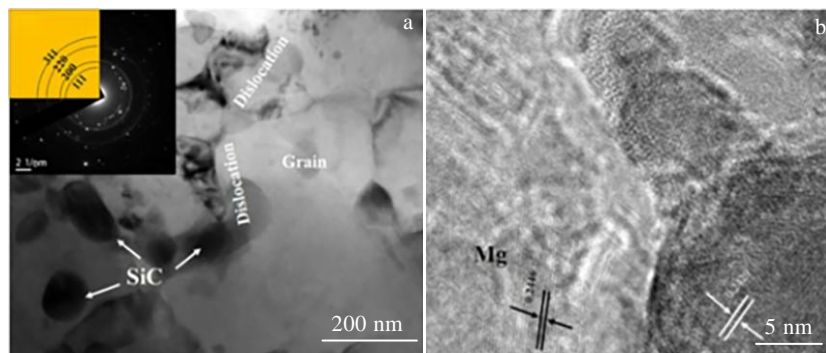


图 11 7.5% $\text{SiC}_p/\text{Mg-9Al}$ 复合材料的 TEM 及 HRTEM 照片

Fig.11 TEM images and SAED pattern of 7.5% $\text{SiC}_p/\text{Mg-9Al}$ composite (a); HRTEM image of interface between SiC_p and Mg (b)^[19,79]



图 12 可生物降解镁植入物的实际/可能应用

Fig.12 Practical/potential applications of biodegradable magnesium implants^[27]: (a) cardiovascular stents (BIOTRONIK, Berlin, Germany, ongoing clinical trials); (b) MAGNEZIX screws (CE mark obtained in Europe); (c) microlips for laryngeal microsurgery (pure Mg); (d) biodegradable orthopedic implants; (e) wound closure devices (WZ21)

质分为气体、液体和固体，由于固体中单位体积的氢含量可能高于液体或高压氢气^[91]，因此，将氢能储存在固体中是一种更有效的方法。目前，镁基储氢材料（尤其是 MgH_2 ）在固体储氢材料领域的研究最为广泛^[16]，究其原因，是因为镁基储氢材料具有储氢量大、来源广、成本低和质量轻等优势。但镁基储氢材料存在吸放氢温度高、在氢化/脱水过程后热力学和动力学反应迟缓和体积变化大等缺点。

鉴于粉末冶金法的各项优势，运用粉末冶金法添加合金元素、催化剂^[92]和纳米改性物质^[93]，可制备兼具储氢性能优异且安全性高的镁基储氢合金。同时，优化机械球磨工艺^[94-96]也可改善其储氢性能。目前，粉末冶金法制备的镁基储氢材料已应用于推进剂、炸药、镍氢电池等领域。

3.3 汽车

鉴于镁合金的轻质性、高比强度、高阻尼性，将其运用于汽车领域，有相当大的发展前景。尤其在汽车轻量化层面，镁合金能为汽车减重减排提供相当大的应用空间，是目前最具潜力、最富活力的材料。我国“节能和新能源汽车技术路线图”提出，至 2030 年，要实现整车比 2015 年减重 35%。材料方面重点发展包括镁合金在内的轻合金技术，实现单车用镁合金高于 45 kg，然而，目前我国新能源汽车单车用镁量不足 2 kg。显然，材料方面重点发展包括镁合金在内的轻合金技术俨然成为一项亟待解决的战略问题。研究者提出的可充电镁电池(图 13)，因为其成本低且环保、理论比容量和体积容量高，被认为是最有潜力的



图 13 可充电镁电池示意图

Fig.13 Schematic diagram of rechargeable magnesium battery^[97]

储能设备之一^[97]。若将镁合金电池及电池包壳运用于新能源汽车,将大大减轻其整备质量,达到节能减排的目的。目前大部分的汽车方向盘、座椅的材料已完成向镁合金的转型,除常用的压铸工艺外,粉末冶金工艺也是不错的发展方向。目前,粉末冶金法制备的镁基复合材料也已被用于生产汽车的转向管柱、阀盖类零件和变速箱外壳等。

4 结果与展望

鉴于镁及其合金的独特优势,近年来已成为研究热点,但镁合金的绝对强度偏低,耐热和耐腐蚀性能不佳,限制了其更广泛的应用。学者们对粉末冶金工艺制备镁基材料进行了大量研究,但多数仅停留在性能优化阶段,针对其根本机制,全面详细的剖析较少,粉末冶金镁基材料今后的发展方向应集中在:

1) 基体方面:加强对镁的粉末冶金的安全性研究。由于镁粉易燃易爆,常规的球磨法在混合大批量的镁粉时,其生产安全性亟待进一步考究,故需发展新型安全性高的混粉、制粉、储粉工艺,从技术上避免意外的发生。

2) 增强相方面:在明确且丰富的理论数据基础上,建立基体与增强相的对应选择模型,以期达到镁基复合材料的最优性能。另外,还需加强增强相与镁基体的界面研究,建立增强相与镁基体界面结合质量的理论体系。

3) 烧结方面:由于粉末冶金工艺是将粉末球状颗粒进行烧结,不可避免会存在一些孔隙,影响材料的各项性能。故优选烧结工艺及参数,最大限度地减少烧结孔隙以满足实际应用需求亦是今后的重要研究方向。

4) 成型方面:粉末冶金方法的局限性之一是不能制造形状复杂的零件。故基于有限元或离散元方法,利用计算机辅助设计(CAD)和计算机辅助制造(CAM),对具有复杂几何形状零件的实际生产进行指导,将是未来重要的发展方向。

目前工程领域的快速发展对镁基材料是一项巨大的挑战和机遇,针对上述问题,结合本文的分析,以期对粉末冶金镁基材料领域提供一定的理论参考。

参考文献 References

- [1] Mordike B L, Ebert T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 302(1): 37
- [2] Tong X, Zai L, You G Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 767(9): 138 408
- [3] Yadav L, Dondapati S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(2): 3735
- [4] Song J F, She J, Chen D L *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(1): 1
- [5] Cao H X, Huang M T, Wang C C *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2019, 7(3): 370
- [6] Parvizi S, Hashemi S M, Asgarinia F *et al. Progress in Materials Science*[J], 2020(9): 100 739
- [7] Medina J, Pérez P, Garcés G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 715(1): 92
- [8] Dvorsky D, Kubasek J, Vojtech D. *Materials Letters*[J], 2018, 227: 78
- [9] Aboudzadeh N, Dehghanian C, Shokrgozar M A. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(9): 1745
- [10] Pereda M D, Alonso C, Burgos-Asperilla L *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2010, 6(5): 1772
- [11] Zhou T, Yang M B, Zhou Z M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 560: 161
- [12] Feng J, Sun H F, Li X W *et al. Advanced Powder Technology*[J], 2016, 27(2): 550
- [13] Fang W B, Fang W, Sun H F. *Powder Technology*[J], 2011, 212(1): 161
- [14] Shi H L, Wang X J, Zhang C L *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2016, 32(12): 1303
- [15] Rashad M, Pan F S, Asif M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 644: 129
- [16] Yartys V A, Lototskyy M V, Akiba E *et al. International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2019, 44(15): 7809
- [17] Yang Z R, Wang S Q, Gao M J *et al. Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*[J], 2008, 39(9): 1427
- [18] Turan M E, Sun Y, Akgul Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 740: 1149
- [19] Li G, Li M, Wang H *et al. Journal of Materials Research*[J], 2018, 33(18): 2689
- [20] Kavimani V, Prakash K S, Thankachan T. *Composites Part B-Engineering*[J], 2019, 162(1): 508
- [21] Song Z X, Hu X S, Xiang Y Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802(12): 140 632
- [22] Ghasali E, Alizadeh M, Niazmand M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 697: 200
- [23] Oke S R, Ige O O, Falodun O E *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 102(9-12): 3271
- [24] Rashad M, Pan F, Asif M *et al. Journal of Industrial and Engineering Chemistry*[J], 2014, 20(6): 4250
- [25] Liao J S, Yamamoto N, Nakata K. *Materials & Design*[J],

- 2014, 56: 460
- [26] Liao J S, Hotta M, Mori Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 544: 10
- [27] Jayasathyakawin S, Ravichandran M, Baskar N *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2020, 27: 736
- [28] Chen Y J, Xu Z G, Smith C *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2014, 10(11): 4561
- [29] Liu D X, Yang D L, Li X L *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(1): 1538
- [30] Vahid A, Hodgson P, Li Y. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 685(11): 349
- [31] Du X, Du W B, Wang Z H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 711(10): 633
- [32] Carboneras M, Hernández L S, Valle J A D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 496(1-2): 442
- [33] Fang W, Fang W B, Sun H F. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(14): 4887
- [34] Asgharzadeh H, Yoon E Y, Chae H J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 586(1): 95
- [35] Kekule T, Smola B, Vlach M *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(2): 173
- [36] Razzaghi M, Kasiri-Asgarani M, Bakhsheshi-Rad H R *et al. Composites Part B-Engineering*[J], 2020, 190(9): 107 947
- [37] Yu J X, Wang J Z, Li Q *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2016, 45(11): 2757
- [38] Luo X, Fang C, Yao F J *et al. Transactions of the Indian Institute of Metals*[J], 2019, 72(7): 1791
- [39] Yan Y, Cao H W, Kang Y J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 693: 1277
- [40] Mora E, Garcés G, Oñorbe E *et al. Scripta Materialia*[J], 2009, 60(9): 776
- [41] Teo Z M B, Parande G, Manakari V *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 853: 156 957
- [42] Chaubey A K, Scudino S, Khoshkhoo M S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 610: 456
- [43] Hou L G, Li B C, Wu R Z *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(9): 947
- [44] Sheng S D, Chen D, Chen Z H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 470(1-2): 17
- [45] Elsayed A, Kondoh K, Imai H *et al. Materials & Design*[J], 2010, 31(5): 2444
- [46] Zhao L, Ma G J, Jin P P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151 843
- [47] Kubásek J, Dvorský D, Čavojský M *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(7): 652
- [48] Cabeza S, Garcés G, Pérez P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(8): 3222
- [49] Krystýnová M, Doležal P, Fintová S *et al. Key Engineering Materials*[J], 2018, 784: 61
- [50] Atrens A, Song G L, Liu M *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2015, 17(4): 400
- [51] Yang D H, Hu Z Y, Chen W P *et al. Journal of Manufacturing Processes*[J], 2016, 22: 290
- [52] Yang D H, Hu Z Y, Chen W P *et al. Materials Science Forum*[J], 2015, 817: 621
- [53] Lin P Y, Zhou H, Li W *et al. Corrosion Science*[J], 2008, 50(9): 2669
- [54] Mirak A R, Davidson C J, Taylor J A. *Applied Surface Science*[J], 2014, 301: 91
- [55] Tekumalla S, Yang C, Seetharaman S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 689: 350
- [56] Wang J F, Wei W W, Li L *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20(10): 1846
- [57] Wu Z S, Wang J F, Wang H B *et al. Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(9): 941
- [58] Yuan J W, Li T, Zhang K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 773: 919
- [59] Han B J, Gu D D, He Q *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2016, 34(7): 731
- [60] Zhou T, Yang M B, Xia H *et al. International Journal of Materials Research*[J], 2013, 104(8): 789
- [61] Anish R, Sivapragash M, Robertsingh G. *Materials & Design*[J], 2014, 63: 384
- [62] Kumar N, Bharti A, Saxena K K. *Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 26: 1953
- [63] Fukuda H, Kondoh K, Umeda J *et al. Composites Science and Technology*[J], 2011, 71(5): 705
- [64] Wang G R, Liu L Q, Zhang Z. *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*[J], 2020, 141(8): 106 212
- [65] Rashad M, Pan F S, Asif M *et al. Progress in Natural Science-Materials International*[J], 2015, 25(4): 276
- [66] Huang Y X, Li J C, Wan L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 732(5): 205
- [67] Babu J S S, Lee C H, Kang C G. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(3): 5278
- [68] Shimizu Y, Miki S, Soga T *et al. Scripta Materialia*[J], 2008, 58(4): 267
- [69] Kondoh K, Fukuda H, Umeda J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(16-17): 4103
- [70] Paramsothy M, Hassan S F, Srikanth N *et al. Composites*

- Part A-Applied Science and Manufacturing*[J], 2009, 40(9): 1490
- [71] Sun F J, Shi C S, Rhee K Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 551: 496
- [72] Sun F J, Shi C S, Liu E Z *et al. Advanced Materials Research*[J], 2012, 2074(588): 1681
- [73] Zhang T, Du S M, Sun W C *et al. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*[J], 2016, 755(1): 182
- [74] Hou J T, Du W B, Wang Z H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 838: 155 573
- [75] Rashad M, Pan F S, Tang A T *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2013, 1(3): 242
- [76] Nie K B, Wang X J, Deng K K *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(1): 57
- [77] Wakeel S, Manakari V, Parande G *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2018, 5(14): 28 203
- [78] Yan B, Li G. *Composites Part A-Applied Science and Manufacturing*[J], 2005, 36(11): 1590
- [79] Luo D, Pei C H, Rong J *et al. Powder Metallurgy*[J], 2015, 58(5): 349
- [80] Ponhan K, Tassenberg K, Weston D *et al. Ceramics International*[J], 2020, 46(17): 26 956
- [81] Pan Y C, Zou J X, Zeng X Q *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(12): 3834
- [82] Rahmani K, Majzoobi G H, Sadooghi A *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2020, 246(12): 122 844
- [83] Wang X, Xiang Y, Hu X *et al. Acta Metallurgica Sinica*[J], 2019, 55(1): 73
- [84] Pulido-González N, Torres B, Rodrigo P *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 8(2): 510
- [85] Zeng Rongchang(曾荣昌), Kong Linghong(孔令鸿), Chen Jun(陈君) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(1): 35
- [86] Song Y W, Han E H, Shan D Y *et al. Corrosion Science*[J], 2012, 65: 322
- [87] Yan Y, Chu X, Luo X R *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2021, 9(1): 225
- [88] Song Y W, Han E H, Dong K H *et al. Corrosion Science*[J], 2014, 88: 215
- [89] Zhang Y, Li J X, Li J Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 37
- [90] Yu Weiming(余伟铭), Li Jingyuan(李静媛), Li Jianxing(李建兴) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4016
- [91] Jena P. *Journal of Physical Chemistry Letters*[J], 2011, 2(3): 206
- [92] Webb C J. *Journal of Physics and Chemistry of Solids*[J], 2015, 84(1): 96
- [93] Jia Y, Sun C H, Shen S H *et al. Renewable & Sustainable Energy Reviews*[J], 2015, 44: 289
- [94] Cermak J, Kral L, Roupčova P. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2017, 42(9): 6144
- [95] Lototskyy M, Davids M W, Sibanyoni J M *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 645(1): 454
- [96] Wu Z, Yang F S, Bao Z W *et al. Powder Metallurgy*[J], 2014, 57(1): 45
- [97] Zhang Y F, Geng H B, Wei W F *et al. Energy Storage Materials*[J], 2019, 20(10): 118

Research Progress in Powder Metallurgical Mg-based Materials

You Guoqiang^{1,2}, Yao Fanjin¹, Li Qi¹, Zheng Yutao¹, Zhou Kaixuan¹, Peng Lizhen¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, China)

(2. National Engineering Research Center for Magnesium Alloys, Chongqing University, Chongqing 400044, China)

Abstract: Magnesium and its alloys have many advantages, such as low density, high specific strength and stiffness, good damping and electromagnetic shielding performance, good liquid formability and machinability, and easy recycling. They exhibit splendid application prospects in aerospace, transportation and 3C products. However, the low absolute strength and poor heat and corrosion resistance of magnesium alloys limit their wider application. Research and engineering practice show that powder metallurgy process has great potential in improving mechanical properties and corrosion resistance of Mg-based materials. In this paper, the development of powder metallurgical Mg-based materials was reviewed, and their applications in biomedicine, automobile and hydrogen storage were briefly introduced. Finally, the development direction of powder metallurgical Mg-based materials and process research was prospected.

Key words: Mg alloys; Mg-based composites; powder metallurgy; applications; research progress

Corresponding author: You Guoqiang, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Chongqing University, Chongqing 400045, P. R. China, E-mail: ygq@cqu.edu.cn