DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.05.023

氧化镁表面膜对粉末冶金镁合金影响作用的研究进展

张忠明[1,2],武向权[1],杨长林[1,2],徐春杰[1]

(1. 西安理工大学 材料科学与工程学院，陕西 西安 710048；2. 西北工业大学 凝固技术国家重点实验室，陕西 西安 710072)

摘　要：镁粉末易氧化，生成的表面氧化膜影响粉末粒子间的结合，因而镁合金粉末冶金通常在真空或惰性气体保护下进行。如果在粉末冶金过程中，利用球磨和强烈塑性变形，使表面氧化膜破碎成细小的亚微米甚至纳米超细粒子，并均匀分布，则有可能使氧化镁成为弥散增强相而起到强化镁合金的作用。分析了常规粉末冶金法制备镁合金存在的问题，探讨了粉末热挤压法制备高性能镁合金的优势，综述了表面氧化膜对粉末冶金镁合金的影响作用，指出对镁粉末表面氧化膜作用再认识的重要性与必要性。

关键词：镁合金；粉末冶金；氧化膜

中图分类号：TG146.2+2; TF124　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2021)05-0427-06

Research Progress on the Effect of MgO Surface Film on Powder Metallurgical Mg Alloy

ZHANG Zhongming[1,2], Wu Xiangquan[1], YANG Changlin[2], XU Chunjie[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Xi'an University of Technology, Xi'an 710048, China; 2. State Key Laboratory of Solidification Processing; Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: Magnesium powders are easy to be oxidized, and the resultant surface oxide films hinder bonding of the powders, therefore the magnesium powder-metallurgy has to be conducted in vacuum or shielded gas atmosphere. Whereas, if the surface oxide film can be broken into fine submicron or even nanometer ultrafine particles by ball milling and severe plastic deformation, and evenly distributed in the process of powder metallurgy, it is possible to make the magnesium oxide particles become a dispersive enhancement phase and play a role in strengthening the magnesium alloy. The problems existing in the conventional powder metallurgy method for preparing magnesium alloys were analyzed, and the advantages of hot extrusion method for preparing high performance magnesium alloys were discussed. The effect of surface oxide film on powder metallurgy magnesium alloys was summarized, and the importance and necessity of reunderstanding the effect of surface oxide film on magnesium powder was pointed out.

Key words: magnesium alloy; powder metallurgy; oxide film

镁合金具有高的比强度和比刚度、良好的阻尼减震性能、优良的机加工性能、良好的电磁屏蔽和抗辐射能力以及易于回收利用等优点，在交通运输、电子通讯、3C、航空航天和国防工业等领域具有极其重要的应用价值和广阔的发展前景[1]。利用快速凝固/粉末冶金技术制备的镁合金具有超细晶、高的固溶度、高密度弥散析出相和非平衡亚稳相等优良组织特征，因而拥有高强度、高塑性变形能力、耐腐蚀等优异性能[2-6]。

粉末冶金是制备高性能镁合金及镁基复合材料的重要方法。镁极易氧化，其氧化产物 MgO 非常稳定，因而镁合金粉末表面总有一层氧化膜。由于 MgO 表面膜结构不够致密，在粉末冶金过程中，镁合金粉末不可避免会继续产生氧化。氧化镁膜阻碍金属原子的接触与扩散，影响粉末粒子间的冶金结合，对镁合金粉末冶金产品质量有害，因此对镁合金粉末的制备和加工过程要求很高，通常均需在真空或惰性气体保护下进行以减小或消除氧化。

收稿日期：2021-04-07

基金项目：国家自然科学基金面上项目(52071268)；西安市高校重大科技创新平台及科技成果就地转化项目(20GXSF0003)

作者简介：张忠明(1967—)，甘肃庆阳人，教授，研究方向：合金组织控制与性能优化，电话：029-82312361，Email: zmzhang@xaut.edu.cn

通讯作者：杨长林(1974—)，陕西扶风人，博士，副教授，研究方向：镁合金及其复合材料强韧化，Email: ycl@nwpu.edu.cn.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

根据合金的弥散强化机制，弥散分布于基体中的细小第二相颗粒可以阻碍晶粒长大和位错运动，从而大幅提高合金力学性能。MgO 硬度很高，与不锈钢硬度相当。如果能在粉末冶金过程中，使镁合金粉末表面氧化膜破碎成细小的亚微米甚至纳米超细粒子，并均匀分布于合金基体中，则氧化镁膜不仅不会成为阻碍镁粉末结合的有害因素，反而可能成为增强相，起到相当于超细氧化镁颗粒自生增强镁基复合材料的作用，从而成为改善合金性能的有利因素；同时也能降低镁合金粉末冶金过程中的质量控制要求，起到降低成本、提高产品质量的双重目的。

因此，研究镁合金粉末在高能球磨和剧烈塑性变形综合作用下，镁合金粉末氧化镁表面膜的碎裂与分布机制以及纳米化氧化镁粒子对合金的强化机制对于简化粉末冶金镁合金制备工艺、提高粉末冶金镁合金性能具有重要的现实意义，也可为利用粉末表面氧化膜制备自生镁基复合材料的新型工艺提供理论依据。

本文作者在对粉末冶金镁合金国内外研究现状及发展动态进行综合分析的基础上，指出了常规粉末冶金法制备镁合金存在的问题，探讨了粉末热挤压法制备高性能镁合金的优势，回顾了表面氧化膜对粉末冶金镁合金影响的一般认知，指出对表面氧化膜在镁合金粉末冶金中的作用再认识的重要性与必要性，提炼出利用纳米化碎裂的氧化镁表面膜对粉末冶金镁合金进行强化的思路，并指出了需进行开展研究的方向与内容。

1 常规粉末冶金法制备镁合金存在的问题

快速凝固/粉末冶金作为一种制备高强度、超细晶镁合金的有效方法，引起了人们的广泛关注。采用粉末冶金法制备高性能镁合金的一般工艺流程为：粉末真空除气→压制成坯→高温烧结成型。为了提高镁合金的致密度，便于成形各种零件，通常在烧结成型后，再进行热压、锻造、轧制、挤压等热塑性加工。粉末冶金已成功用于细晶镁合金和镁基复合材料的制备。利用微米级的镁、铝、镍粉末，通过粉末冶金法制备了含有纳米 AlNi 增强相的 Mg-18.3Al-8Ni 合金[7]。利用机械合金化合成的纳米晶镁合金粉末，通过常规压制、烧结及热挤压制备了 Mg-5Al-Nd 合金和 Mg-3A1-Zn 合金[8-9]；Mg-3A1-Zn 合金的平均晶粒尺寸为 180 nm，抗拉强度和屈服强度分别为 417 MPa 和 379 MPa，伸长率为 5%；屈服强度比粗晶 AZ31 合金的高 2 倍[8]。利用真空火花等离子烧结对含有 La 的 Mg-7Al-1Zn-1Ca 合金粉末进行固结并热挤压后，获得了抗拉强度为 450 MPa，伸长率高达 17%的高强高韧镁合金[2]；利用该方法还成功制备了钛粒子增强的镁基复合材料[10]。利用金属玻璃在烧结温度时变软而在冷却后变硬的特异性能，将快速凝固 AZ91 薄带碎片和 Zr57Nb5Cu15.4Ni12.6Al10 非晶碎片均匀混合，通过真空高频感应的热压烧结方法制备了 Zr 基金属玻璃增强的 AZ91 镁合金基复合材料[11]。潘复生等人利用一种新型的粉末冶金法制备了片状纳米石墨烯增强纯镁基复合材料，材料的弹性模量、屈服强度、拉伸强度和维氏硬度均得以提高[12]。

粉末冶金制品的质量取决于致密度以及颗粒间的结合强度。扩散结合对于粉末的固结起着重要作用[4,13]。常规粉末冶金法通过固态高温烧结成型，烧结体内存在着一定数量的间隙，导致镁合金的致密度较低，通常需要进行后续塑性变形来消除。Mg 的活性很高，在粉末的高温烧结过程中会产生氧化[4,14-15]。为了防止和减轻镁合金的氧化过程，提高烧结质量，常规的粉末冶金法制备镁合金时，除气、热压和烧结成型均需在真空或惰性气氛下进行，但依然难以完全避免镁合金粉末的氧化[8-9,14-15]；同时高温烧结也不利于保持快速凝固镁合金粉末的细小组织和亚稳结构。因此发展不经过真空热压和高温烧结环节的镁合金粉末冶金新工艺是必然趋势。

2 粉末热挤压法制备高性能镁合金的优势

图 1 是粉末热挤压法的原理示意图。先将镁合金粉末压制成坯再热挤压，或者直接将合金粉末在挤压筒内进行热挤压成型。对于粉末材料来说，热挤压最重要的优点是静水受压状态和高的剪切应力，这样就可在比烧结温度低得多的挤压温度下，通过引入足够应力和剪切变形而使粉末粒子强化接触并

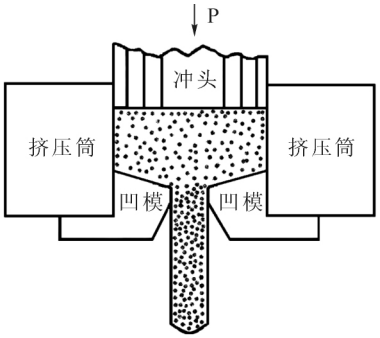


图 1 粉末热挤压法的原理示意图

Fig.1 Schematic principle of hot extrusion of blended powder

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

获得良好的冶金结合,从而尽可能使粉末保持住快速凝固显微组织[16]。通过粉末热挤压法,利用快速凝固镁合金粉末已经制备了各种超细晶高性能镁合金[2,4,6,17-19]。粉末热挤压 Mg-10%Gd-2%Y-0.5%Zr 合金的抗拉强度为 403 MPa,伸长率高达 15.3%[6]。粉末热挤压 Mg-Zn-Y 合金的屈服强度为 410 MPa,伸长率为 12%,腐蚀性明显优于同成分的铸态合金[18]。快速凝固粉末热挤压制备的商用镁合金 ZK60 合金的屈服强度也达到 382 MPa[17]。通过机械研磨及热挤压制备的平均晶粒尺寸为 246 nm 的 Mg-3Al-Zn 合金的压缩屈服强度高达 508.0 MPa[4]。粉末挤压法也是制备高性能镁基复合材料的有效方法。利用镁粉、锌粉和 β-$Ca_3(PO_4)_2$ 粉末通过粉末冶金及热挤压制备的 β-$Ca_3(PO_4)_2$/Mg-Zn 复合材料,压缩强度为自然骨的 2 倍,弹性模量和密度与自然骨相当[20]。利用粉末热挤压还可对镁合金加工切屑进行回收利用,再生的镁合金具有较高的强度[13,21]。

近年来,大挤压比热挤压、循环镦–挤、高压扭转、等通道转角挤压(Equal- Channel Angular Pressing, ECAP)和往复挤压(Reciprocating Extrusion, RE)等大塑性变形技术引起了人们的极大关注[22]。与挤压、轧制、拉拔等常规塑性成形方法相比,ECAP 和 RE 的独特优点之一是工件可获得高度均匀的变形,材料显微结构均匀、晶粒细化。ECAP 和 RE 已被成功用于多种金属和合金及复合材料的粉末固结,获得了高度致密化和良好颗粒间结合的材料[23-27]。图 2 和图 3 分别为粉末 ECAP 挤压法和粉末 RE 挤压法的原理示意图。粉末 ECAP 挤压的基本过程是将粉末坯料放入挤压通道内,然后在挤压杆的压力作用下向下挤压;当粉末经过两通道的交截处时产生剪切变形而使粉末材料固结(图 2)。粉末 RE 挤压法的具体过程(图 3)是先将粉末放入带有缩颈区的挤压筒中;当一边冲头压入时,另一边

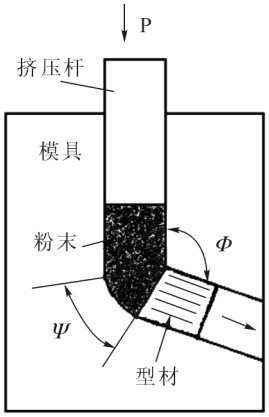


图 2 粉末 ECAP 挤压法的原理示意图

Fig.2 Schematic principle of blended powder ECAP

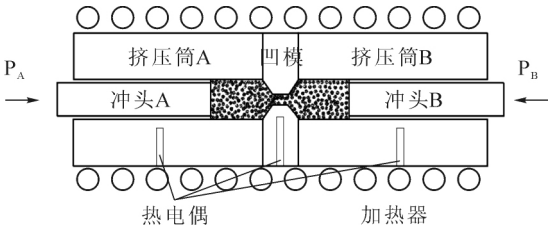


图 3 粉末 RE 挤压法的原理示意图

Fig.3 Schematic principle of blended powder RE

冲头同步后退,粉末经缩颈区受到挤压后再压缩镦粗;然后,另一边冲头将坯料按上述过程反向压回,完成一个挤压循环。经过反复来回挤压与镦粗,粉末材料受到很大的变形,从而得到致密的块体材料。ECAP 和 RE 可强化粉末的变形和热挤压效应,有利于提高粉末制品致密度和力学性能。通过 ECAP 和 RE 粉末挤压法可获得致密的镁合金材料[27-30]。采用粉末冶金法制备了 ZK60 镁合金并进行 ECAP 挤压,发现 ECAP 可明显细化合金晶粒尺寸,改善粉末冶金镁合金的力学性能[27]。利用 Mg-Al 和 Mg-Nd 合金的混合粉末,在 150 ℃下通过单道次的 ECAP 粉末挤压,然后在 420 ℃和 530 ℃下热处理,制备出了 Al_3Nd 和 $Al_{11}Nd_3$ 相均匀分布的自生镁基复合材料[28]。快速凝固 Mg-6Zn-1Y-0.6Ce-0.6Zr 合金粉末通过 RE 挤压成形后,制备的合金型材组织致密、晶粒细小,第二相分布均匀,抗拉强度和伸长率分别为 340 MPa 和 20%,对应 10^6 循环周次时的疲劳极限为 159.2 MPa[29]。

迄今为止,在镁合金粉末冶金的研究和生产实践中,主要集中于粉末冶金工艺的改进和开发、工艺过程优化、材料合成以及材料组织和性能的表征方面。而且所有研究均表明,无论采用常规粉末冶金工艺还是粉末热挤压制备工艺,塑性变形在粉末材料的成型、致密化、组织改善和性能提高方面均具有非常重要的作用;增强粉末的塑性变形可改善粒子间结合,增加合金致密度,同时提高抗拉强度和伸长率等力学性能[19,31]。

3 表面氧化膜对粉末冶金镁合金影响的一般认识

只有很少的研究者关注到镁合金粉末表面的氧化膜,并对其在粉末冶金中的影响做了初步研究。在高纯氩气雾化的镁合金粉末中,氧化镁膜厚度约 48 nm[19]。在镁合金粉末冶金制品中,氧化膜的体积分数约占粉末体积的 0.6%～1.8%[17]。粉末表面氧化膜使镁合金的韧性和强度下降[15]。在镁合金的固态回收中,镁屑表面的氧化膜对回收产品的强度影响

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

较大。镁合金的强度和韧性主要依赖于切屑间界面的消除。当挤压比较小时，挤压产品中切屑间的界面和氧化物清晰可见，合金强度很低；当挤压比提高后，合金的强度和韧性得以提高，原因是氧化膜得到充分破碎[13]。镁合金粉末挤压法与传统的真空热压烧结粉末冶金工艺相比，虽然不可避免引入了更多的氧化物，但合金性能仍然较高，显然这与纳米尺寸氧化镁相的作用有关[4,17]。将真空烧结＋热挤压制备的超细晶 Mg-3A1-Zn 合金保温处理使晶粒长大后，合金依然具有很高的强度[8]。均匀分散的氧化镁纳米颗粒可显著提高超细晶 Mg-3Al-Zn 合金的压缩强度，其中纳米 MgO 弥散强化的贡献率高达 62.36%[4]。

总的来说，人们对镁合金粉末的表面氧化膜在粉末冶金中的作用认识不深，对其在塑性变形过程中的变化及对合金组织和性能的影响还鲜见研究。显然，彻底阐明原位形成的 MgO 表面膜及其纳米化破碎对粉末冶金镁合金组织及性能的影响至关重要。

4 镁粉末表面氧化膜作用再认识的重要性与必要性

4.1 静水压力与剪切应力对表面氧化膜的破碎作用

粉末热挤压法的基本原理是在剪切应力和塑性变形下，使粉末粒子表面的氧化膜破碎，形成金属 / 金属的直接接触，从而通过原子扩散获得良好的冶金结合。在镁合金粉末冶金中的混粉、冷压制坯、热压和热挤压、轧制等环节，镁粉末表面的 MgO 层均会产生一定的破碎[8,32]，只不过混粉、冷压制坯和热压过程对 MgO 膜的破碎细化效果有限。

粉末表面氧化膜的破碎效果取决于塑性变形程度和变形方式。在塑性变形过程中，粉末粒子可能经受碰撞、旋转、变形、摩擦、研磨、结合和分离过程。研究表明，强烈的剪切变形对粉末粒子表面氧化膜的破碎效果十分显著[4,13,23,33]。对于镁合金的粉末冶金，在一定温度下的强烈剪切变形十分必要。

与热挤压相比（图 1），ECAP 和 RE 属于大塑性变形的新型挤压方法，其原理及工艺过程与普通正挤压完全不同（图 2 和图 3）。ECAP 和 RE 可实现无次数限制的反复变形，从而达到很高的累积变形量，且在整个断面上应变都是均匀的。ECAP 和 RE 不仅对于晶粒有细化作用，而且可细化第二相，并使第二相弥散均匀分布[16,30]，因而可有效改善材料组织，提高材料性能。

对于粉末材料来说，ECAP 和 RE 使粉末材料承受很大的静水压力，同时产生强烈的剪切变形。在静水压力作用下，粒子间隙减小，接触面积增加，使粒子表面原子的扩散通量提高；同时粉末粒子拉长变形，可减小粉末粒子变形过程中的旋转[23]。ECAP 和 RE 塑性变形的剪切模式可使孔隙的几何形状变得与剪切平面平行，有利于减小空隙数量。强烈塑性变形使材料显微结构细化，并产生很高的位错密度和晶界面积，增加了扩散路径，提高了原子自扩散能力，可显著加速扩散过程[13,23,25]。镁粉末的表面氧化膜比镁基体脆的多[4]，在剪切应力和静水压力作用下 MgO 膜可完全破裂，形成粒子本体的金属–金属接触并形成金属键，且在金属–金属接触面上产生内扩散。纳米化碎化的氧化膜使金属–金属接触面积大大增加，内扩散速度进一步提高[34]，从而大幅改善粉末间的结合强度[26]。可见，ECAP 和 RE 的静水压力和剪切变形有利于镁粉末表面膜的破碎、分散和均匀分布[26]，改善了粉末粒子的扩散条件，使得粉末间隙易于闭合，从而保证了良好的粒子间结合，有利于获得高致密度的粉末冶金制品。

4.2 纳米化碎裂的氧化膜对粉末冶金镁合金的强化作用

不同尺寸的第二相对合金材料性能的影响不同。小的弥散相（0.1～100.0 nm）对屈服强度有最显著的强化效应；中等尺寸（0.1～1.0 m）弥散相可阻止再结晶和晶粒生长；而粗大的第二相（5～20 m）可造成变形的不匹配，并在其周围产生大的应力梯度，因而对合金材料的性能有害[9]。显然，如果将镁合金粉末表面的 MgO 膜破碎并细化至亚微米甚至纳米级，并弥散分布于镁合金基体中，实现与镁基体良好的冶金结合，则有可能产生以下耦合效应：① MgO 弥散粒子与位错的交互作用。晶粒内纳米尺度的弥散相可有效减小弥散相间距，从而钉扎位错运动，起到弥散强化作用；② 外加的载荷可有效地传递到均匀分布、数量巨大、结合良好的 MgO 粒子上，起到相当于自生增强复合材料的作用[15]。这样不但能减弱氧化膜的不利影响，加强粉末的焊合效果，而且可突破传统粉末冶金制品中粉末粒子结合欠佳和晶粒生长的瓶颈。

5 结束语

综上所述，通过将镁合金粉末表面氧化膜破碎成纳米级超细粒子并均匀分布，可使碎化氧化膜成为有用的弥散强化相，可望有效提高粉末冶金镁合金的性能，达到减小甚至消除氧化镁膜对镁合金粉末冶金的不利作用。对镁粉末表面氧化膜在镁合金

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

粉末冶金过程中的作用进行客观、全面、准确的评价,可为简化传统镁合金粉末冶金工艺、利用镁粉末表面氧化膜制备自生增强镁基复合材料提供思路。为此需要深入揭示镁合金粉末在热力耦合的综合作用下表面氧化膜的破碎行为、迁移及分布规律,明确影响氧化膜破碎及分布的主要因素及其效应,阐明使镁粉末表面氧化膜碎化至超细粒子的力学条件。

参考文献:

[1] ZHANG Z M, REN Q Y, REN W W, et al. Microstructure and tensile properties of solutionized Mg-3.52Sn-3.32Al alloy deformed by equal channel angular pressing [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2019, 48(2): 385-0393.

[2] AYMAN E, JUNKO U, KATSUYOSHI K. Application of rapid solidification powder metallurgy to the fabrication of high-strength, high-ductility Mg-Al-Zn-Ca-La alloy through hot extrusion[J]. Acta Materialia, 2011, 59(1): 273-282.

[3] HAKIMI O, AGHION E, GOLDMAN J. Improved stress corrosion cracking resistance of a novel biodegradable EW62 magnesium alloy by rapid solidification in simulated electrolytes [J]. Materials Science & Engineering C, 2015, 51(1): 226-232.

[4] FENG J, SUN H, LI X, et al. Microstructures and mechanical properties of the ultrafine-grained Mg-3Al-Zn alloys fabricated by powder metallurgy [J]. Advanced Powder Technology, 2016, 27 (2):550-556.

[5] KUBÁSEK J, DVORSKÝ D, ČAVOJSKÝ M, et al. Superior properties of Mg-4Y-3RE-Zr alloy prepared by powder metallurgy[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(7): 652-660.

[6] HE S M, ZENG X Q, PENG L M, et al. Microstructure and strengthening mechanism of high strength Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy[J]. Journal of alloys and Compounds, 2007, 427 (1-2): 316-323.

[7] HOU L G, LI B C, WU R Z, et al. Microstructure and mechanical properties at elevated temperature of Mg-Al-Ni alloys prepared through powder metallurgy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(9): 947-953.

[8] FANG W B, FANG W, SUN H F. Preparation of high-strength Mg-3Al-Zn alloy with ultrafine-grained microstructure by powder metallurgy[J]. Powder Technology, 2011, 212(1): 161-165.

[9] LU L, RAVIPRASAD K, LAI M O. Nanostructured Mg-5%Al-x% Nd alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 368 (1-2): 117-125.

[10] UMEDA J, KAWAKAMI M, KONDOH K, et al. Microstructural and mechanical properties of titanium particulate reinforced magnesium composite materials [J]. Materials Chemistry and Physics, 2010, 123(2-3): 649-657.

[11] DUDINA D V, GEORGARAKIS K, LI Y, et al. A magnesium alloy matrix composite reinforced with metallic glass[J]. Composites Science and Technology, 2009, 69(15-16): 2734-2736.

[12] RASHAD M, PAN F S, TANG A T, et al. Development of magnesium-graphene nanoplatelets composite [J]. Journal of Composite Materials, 2015, 49(3): 285-293.

[13] PENG T, WANG Q D, HAN Y K, et al. Consolidation behavior of Mg-10Gd-2Y-0.5Zr chips during solid-state recycling [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 503(1): 253-259.

[14] XI Y L, CHAI D L, ZHANG W X, et al. Ti-6Al-4V particle reinforced magnesium matrix composite by powder metallurgy[J]. Materials Letters, 2005, 59(14-15): 1831-1835.

[15] TANG H G, MA X F, ZHAO W, et al. The mechanical properties of Magnesium matrix composites reinforced with 10wt.% W14Al86 alloy particles [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2007, 437(1-2): 285-288.

[16] NAGY J, BALOG M, SIMANCIK F, et al. Consolidation of rapidly solidified Al-based particles using equal channel angular pressing (ECAP) [J]. Reviews on Advanced Materials Science, 2008, 18: 608-615.

[17] ZHANG Z Y, YU H S, WANG S Q, et al. Microstructure and tensile properties of ZK60 alloy fabricated by simplified rapid solidification powder metallurgy (S-RS P/M) process[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2010, 26(2): 151-155.

[18] IZUMI S, YAMASAKI M, KAWAMURA Y. Relation between corrosion behavior and microstructure of Mg-Zn-Y alloys prepared by rapid solidification at various cooling rates [J]. Corrosion Science, 2009, 51(2): 395-402.

[19] KIM Taek-Soo, CHAE H J. Consolidation of gas atomized Mg alloy powders [J]. Reviews on Advanced Materials Science, 2008, 18: 769-772.

[20] YAN Y, KANG Y J, LI D, et al. Improvement of the mechanical properties and corrosion resistance of biodegradable β-$Ca_3(PO_4)$ 2/Mg-Zn composites prepared by powder metallurgy: the adding β-$Ca_3(PO_4)_2$, hot extrusion and aging treatment [J]. Materials Science & Engineering C, 2017, 74(1): 582-596.

[21] WU S Y, JI Z S, ZHANG T L. Microstructure and mechanical properties of AZ31B magnesium alloy recycled by solid-state process from different size chips [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209(12-13): 5319-5324.

[22] XU Y, HU L X, SUN Y. Microstructure and mechanical properties of AZ61 magnesium alloy prepared by repetitive upsetting-extrusion[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(2): 381-388.

[23] SENKOV O N, SENKOVA S V, SCOTT J M, et al. Compaction of amorphous aluminum alloy powder by direct extrusion and equal channel angular extrusion [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 393(1-2): 12-21.

[24] ZHANG Z M, ZHU G P, XU C J, et al. Microstructure and wear resistance of a composite Gr/Al_2O_3/Al produced by reciprocating extrusion [J]. International Journal of Modern Physics: Conference Series, 2012, 5(1): 646-653.

[25] MOSS M, LAPOVOK R, BETTLES C J. The equal channel angular pressing of magnesium and magnesium alloy powders [J]. The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, 2007, 59(8): 54-57.

[26] LAPOVOK R, TOMUS D, BETTLES C. Shear deformation with imposed hydrostatic pressure for enhanced co MPaction of powder

(下转第 435 页)

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

（2）模块化教学　模块化教学是专业群建设的特色之一。依托增材制造专业群的模块化教学团队，在课程体系中导入《金属材料检测技术》、《专利数据检索》、《机器人编程基础》、《砂型 3D 打印技术》等共享课程，增厚专业基础，开阔学生视野，拓展就业领域。模块化教学的另一个维度，是将专业课程内容进行有机整合，比如将《造型材料》、《铸造工艺》和《铸造仿真模拟》等作为《数字化铸造》课程的教学内容模块，开展模块化教学改革。

（3）线上线下混合教学　依托数字化新形态教学资源，利用大数据云平台，强化沉浸体验，开展信息化教学、翻转课堂、线上线下混合教学等多种教学方法改革。目前，已建成数字化平台课程《铸钢件铸造技术》（专业选修课）。下一步，将在专业课程中全面普及数字化课程建设和线上线下混合教学。

（4）课程思政建设　铸造在华夏文明和历史长河中一直熠熠生辉。立德树人，春风化雨，深化专业课程的思政元素融合，在课程实施过程中弘扬传统铸造文化，突出现代工匠精神，培养实践能力与创新精神，加强学生的爱国主义教育，促进学生的综合素养提升，是高职教育不可或缺的改革方向。

（5）现代学徒制试点　针对铸造行业招工难、铸造专业招生难的顽疾，依托浙江省铸造行业协会和骨干铸造企业，深入开展现代学徒制试点工作。作为教育部首批现代学徒制试点专业，智能铸造创建独具特色的“一对多”校企合作模式，建立起“双主体、双导师、双基地、双身份”的现代学徒制人才培养模式，并致力于探索学校、行业、企业 3 方融通的高职人才培养新模式[5]。

4　结语

在人工智能、大数据和云计算风起云涌的今天，人才问题已经成为制约铸造行业发展的瓶颈[6]，作为高素质技术技能人才的培养基地，高职铸造专业，必须与时俱进，抓住“双高计划”建设的重大历史机会，提升优化人才培养目标和培养计划，以专业群建设为基础，以“人工智能+、信息技术+”为引擎，以课程体系改革为抓手，大刀阔斧地开展新形态教学、模块化教学、线上线下混合教学、课程思政建设、现代学徒制试点等多元化教学改革，才能更好地适应新时代新发展的新需求，更好地融入区域经济发展、促进铸造产业转型升级。

参考文献：

[1] 谢琪，丁金昌. 基于“双高”建设的高职教育校企“双元”育人体系构建 [J]. 教育与职业，2019(24)：12-18.

[2] 郭福春，许嘉扬，王玉龙. 中国特色高水平高职学校和专业建设项目分析 [J]. 中国高教研究，2020(1)：98-103.

[3] 兰金林，田 静，石伟平. 我国高职专业群建设的实践与反思 [J]. 中国职业技术教育，2019(30)：74-80.

[4] 张静，侯智国，刘波，等. 高职院校专业群建设探析 [J]. 当代教育实践与教学研究，2019(24)：94-95.

[5] 王伟春，杨春帆，潘东杰，等. 铸造专业现代学徒制的研究与实践 [J]. 铸造工程，2020(1)：68-72.

[6] 支晓恒，高岩，王青. 铸造行业教育培训工作现状分析 [J]. 铸造技术，2013，34(4)：468-470.

（上接第 431 页）

[J]. Scripta Materialia, 2008, 58 (10): 898-901.

[27] 陈春朴，马国俊，金培鹏，等. ECAP 对粉末冶金 ZK60 镁合金组织和性能的影响 [J]. 特种铸造及有色合金. 2017，37 (2)：197-200.

[28] BETTLES C J, MOSS M H, LAPOVOK R. A Mg-Al-Nd alloy produced via a powder metallurgical route [J]. Materials Science and Engineering A, 2009, 515(1): 26-31.

[29] ZHANG Z M, XU C J, WANG T, et al. Fatigue properties of rapidly solidified Mg-6Zn-1Y-0.6Ce-0.6Zr alloy processed by reciprocating extrusion [J]. Materials Science Forum, 2011, 667-669: 1027-1032.

[30] ZHANG Z M, XU C J, GUO X F. Microstructure of Mg-6.4Zn-1.1Y alloy fabricated by rapid solidification and reciprocating extrusion[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters). 2008, 21 (1): 30-36

[31] KAZANOWSKI P，KANSUWAN P， MISIOLEK W Z, et al. Consolidation of metal powders during the extrusion process [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 125(36): 491-496.

[32] ČPEK J, VOJTĚCH D. Properties of porous magnesium prepared by powder metallurgy [J]. Materials Science and Engineering C, 2013, 33(1): 564-569

[33] KRISHNAMURTHY S, WEISS I, FROES F H. Consolidation of rapidly solidified magnesium alloy powder [J]. Key Engineering Materials, 1991, 29-31: 135-146.

[34] ZUBIZARRETA C, GIMÉNEZ S, MARTí N J M, et al. Effect of the heat treatment prior to extrusion on the direct hot-extrusion of aluminium powder compacts [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 467(1-2): 191-201.

欢迎到当地邮政局(所)订阅 2021 年《铸造技术》杂志

国内邮发代号：52–64　　国外发行号：M855　　国内定价：25 元/本　　海外定价：25 美元/本

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net