



多道次固相合成 AZ91D-Nd 合金的组织演变规律及力学性能

王殿君, 胡茂良, 吉泽升, 许红雨, 王 晔

(哈尔滨理工大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150040)

摘 要: 采用多道次固相合成 AZ91D 镁合金屑和 Mg-Nd 中间合金屑, 研究了固相合成过程中 β -Mg₁₇Al₁₂ 相和中间合金屑的破碎机理及分散均匀性。结果表明: 在多道次固相合成过程中, 中间合金屑逐渐破碎, Nd 元素溶入晶粒内部, 形成固溶强化; 以球团状颗粒在晶界处均匀分布, 形成第二相粒子强化; 粗大的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相被破碎, 削弱了对基体的割裂影响; 破碎的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相和中间合金颗粒促进了动态再结晶的发生, 形成细晶强化, 力学性能明显提高。AZ91D-Nd 镁合金的抗拉强度达到 323MPa, 比铸态时提高了 29.2%, 伸长率达到 7.2%, 与铸态的相当。

关键词: 固相合成; AZ91D; Mg-Nd 中间合金; 显微组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2019)-06-1170-08

中图分类号: TG146

文献标志码: A

镁合金是目前工业应用中最轻的金属结构材料之一, 广泛应用于航空、航天、汽车、3C 等领域, 被誉为“21 世纪绿色工程结构材料”^[1-3]。为了提高其性能, 通常加入稀土元素 Nd、Ce、Y 等^[4-6]。采用传统的熔炼方法制备稀土镁合金需要加覆盖剂和精炼剂或其他保护气氛, 稀土元素在熔炼过程中产生烧损, 名义上的加入量与实际测得的量不一致, 同时加重对环境的污染。固相合成是一种新的镁合金制备技术, 该方法是将镁合金铸锭和稀土中间合金铸锭车削成屑, 混合均匀后通过冷压或热压再挤压的方式制备稀土镁合金。固相合成可以使稀土元素均匀分布, 稀土颗粒与基体间的界面结合强度高、颗粒细小, 基体晶粒细化, 提高了镁合金的力学性能^[7]。

国内外对 AZ31、AZ61、AZ80、AZ91、ZM6 等镁合金的固相再生研究的较多, 通常只针对一种合金屑进行挤压。武淑艳等^[8]采用固相合成工艺制备了 AZ31 镁合金, 晶粒尺寸可以达到 5~10 μm , 室温抗拉强度和伸长率与铸锭挤压材料相当。朱瑶等^[9]对 AZ31B 镁合金屑和 Ce 合金屑固相合成, 随着挤压次数增加, 抗拉强度和伸长率可以达到 311MPa 和 9.83%。徐岩等^[10]对 AZ61 镁合金在 285 $^{\circ}\text{C}$ 下反复挤压, 由于局部应变导致的动态再结晶, 得到平均晶粒尺寸 3.5 μm 的细小晶粒。刘英等^[11]采用间接热挤压方法回收 AZ80 镁合金废料, 制备镁合金棒材室温抗拉

强度为 285 MPa, 伸长率为 6%, 论证了热挤压屑是合成镁合金的一种可行方法。周霞等^[12]基于 SHPB 实验挤压 AZ91D 镁合金, 建立了应变速率相关的本构方程, 认为应变速率在 400~1000 s^{-1} 之间变化时, 应变速率敏感性随应变速率增大而增大。胡茂良等^[13]对 AZ91D 镁合金废料挤压, 细化了晶粒, 抗拉强度和伸长率随挤压温度升高而增加。文丽华等^[14]对 ZM6 镁合金固相合成, 合成试样在室温时的抗拉强度达到 280 MPa, 在 250 $^{\circ}\text{C}$ 时的高温强度达到 171.9 MPa。目前对于镁合金的固相合成主要集中在一种合金屑, 由于两种合金屑制备过程及均匀化处理更为复杂, 尤其是添加稀土中间合金屑, 具有十分重要的实用价值, 但相关研究很少。

本实验主要以铸造 AZ91D 镁合金为研究对象, 采用固相合成的方法将 Mg-Nd 中间合金加入 AZ91D 镁合金中, 讨论不同挤压道次对 AZ91D-Nd 镁合金微观组织演变的规律及对力学性能的影响。

1 实验

实验采用 AZ91D 铸锭和 Mg-Nd 中间合金铸锭为原始坯料, 其化学成分如表 1 和表 2 所示。

AZ91D 镁合金含有较高的合金元素, 其铸态组织

表 1 AZ91D 镁合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of AZ91D magnesium alloy (mass fraction, %)

Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe	Mg
8.96	0.68	0.20	0.02	0.0016	0.0029	Bal.

表 2 Mg-Nd 中间合金的化学成分

Table 2 Chemical composition of Mg-Nd master alloy (mass fraction, %)

Nd	Fe	Si	Ni	Al	Co	Mg
29.85	0.0011	0.010	0.0012	0.0014	0.0001	Bal.

由 α -Mg 固溶体和晶界处不连续网状分布的骨骼状 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成^[15]。 β -Mg₁₇Al₁₂ 相硬度和脆性较大, 其形貌、尺寸、数量和分布对合金的强度和塑性有很大的影响。在塑性变形过程中, 沿晶界分布的粗大的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相易发生脆性断裂, 降低合金的综合力学性能, 显微组织如图 1(a)所示。

Mg-Nd 中间合金是常用的稀土中间合金, 其铸态组织由 α -Mg 固溶体和 β -Mg₄₁Nd₅ 相组成, 显微组织如图 1(b)所示。

用 CA6140 型车床将 2 种铸锭分别车削成屑, AZ91D 合金屑的表面形貌如图 2(a)所示, Mg-Nd 中间合金屑的表面形貌如图 2(b)所示。

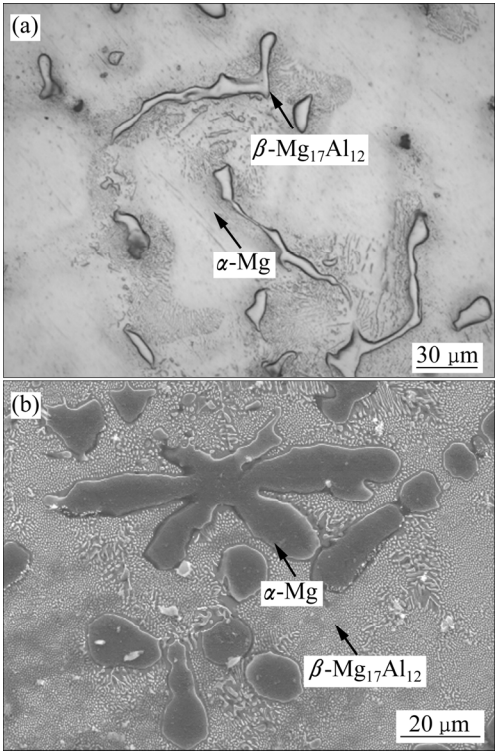


图 1 合金的显微组织
Fig. 1 Microstructures of alloys: (a) AZ91Dmagnesium alloy; (b) Mg-Nd master alloy

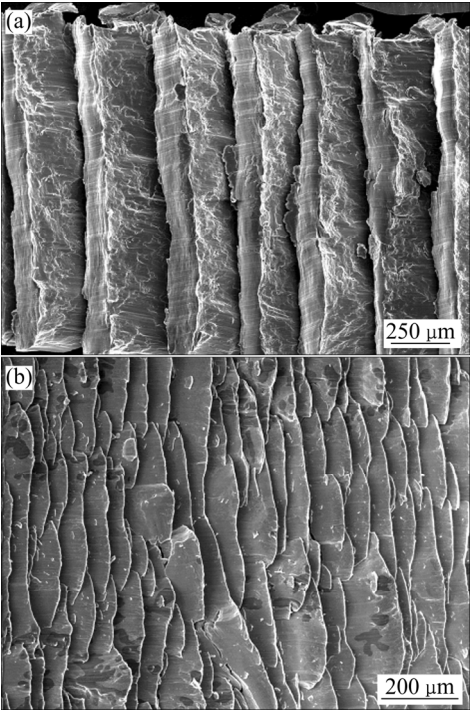


图 2 合金屑的表面形貌
Fig. 2 Surface morphologies of alloy chips: (a) AZ91D magnesium alloy; (b) Mg-Nd master alloy

从图 2 中可以看出, 合金屑的表面有很多平行状的裂纹、毛刺等缺陷。这是由于在车削过程中, 切削力使晶格产生了一定的畸变, 组织产生大量的裂纹, 体系内能提高, 产生了大量的畸变能, 结构缺陷增多, 切屑存在一定的残余应力, 切屑形成“鳞片状”结构。在随后的热挤压过程中, 裂纹、毛刺等缺陷也会利于位错的攀移和滑移, 有助于热挤压后塑性变形能力的提高。

加工的 AZ91D 屑的尺寸为(3.2~3.6) mm×(1.5~1.8) mm×(0.4~0.5) mm。加工的 Mg-Nd 中间合金屑的尺寸为(3.5~3.9) mm×(2.2~2.5) mm×(0.1~0.3) mm。

固相合成 AZ91D-Nd 镁合金的工艺流程如下: 先将 Mg-Nd 中间合金屑按含 Nd 质量分数 3%的比例与 AZ91D 镁合金屑在混料机上混合均匀, 再利用冷压模具在 300 MPa 压力下冷压成锭坯, 然后在热压模具内加热到 400 ℃并保温 30 min 后热挤出直径为 8 mm 的棒材, 挤压比为 25:1。将热挤出的棒材去除表面杂质后再锯切成 10~15 mm 长的小段, 再进行冷压和热挤, 合成试样。

采用 OLYMPUS-GX71-6230A 型金相显微镜对试样进行金相组织观察, 金相试样用 0.5 g 苦味酸、2 mL 冰乙酸、1 mL 蒸馏水和 20 mL 无水乙醇配制成的混合溶液腐蚀。采用 WDW-10 型微机控制电子万能试验机对试样进行室温力学性能测试, 拉伸速率为 1 mm/s。

采用 Quanta-200 型扫描电子显微镜对试样进行能谱分析。采用 Philips CM-12 型透射电子显微镜对试样进行界面结构分析。

2 结果与讨论

2.1 光学显微组织分析

图3所示为不同道次固相合成后,试样横截面的光学显微组织。冷压过程中,切屑首先在原裂纹处破碎,屑与屑之间产生位移、变形、破碎、咬和,同时产生新的裂纹。从图3(a)中可以看出,经过第1道次热挤压后,中间合金屑沿裂纹破碎成多个小块,块的大小不等,20%~30%的中间合金屑已经破碎到50 μm 左右,10%~20%的中间合金屑较大,仍保持原始的组织形态,呈梅花形的 $\alpha\text{-Mg}$ 相在屑内仍清晰可见,晶界处的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相保持较大尺寸。随着挤压道次的

增加,中间合金屑和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相逐渐被破碎成小颗粒,并且随挤压流线分布在镁合金基体中。从图3(d)中可以看出,有中间合金颗粒分布的区域,晶粒细小;中间合金颗粒较少的区域,晶粒较大。在挤压过程中,中间合金颗粒作为第二相粒子有利于动态再结晶的发生。从图3(e)中可以看出,经过5道次的挤压后,镁合金基体中的大晶粒基本消失,粗大的中间合金屑已经完全破碎,动态再结晶的小晶粒与细小的第二相颗粒均匀分布。镁合金基体晶粒由20 μm 左右减小到5 μm 左右。随着挤压次数的增加,挤压流线变得紊乱、密集,这主要是由于晶粒通过自适应转动并调整滑移方向,形成弯曲的或波浪形的条纹。多次挤压变形后,沿着挤压方向发生塑性流动,最终被挤成纤维状。合金中破碎的中间合金屑和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相在塑性变形时随晶粒滑移、破碎的同时沿着挤压流线呈离散状分布,这些细密的挤压流线对提高力学性能起到积极作用。

由于镁合金滑移系少,层错能低,晶界扩散速率

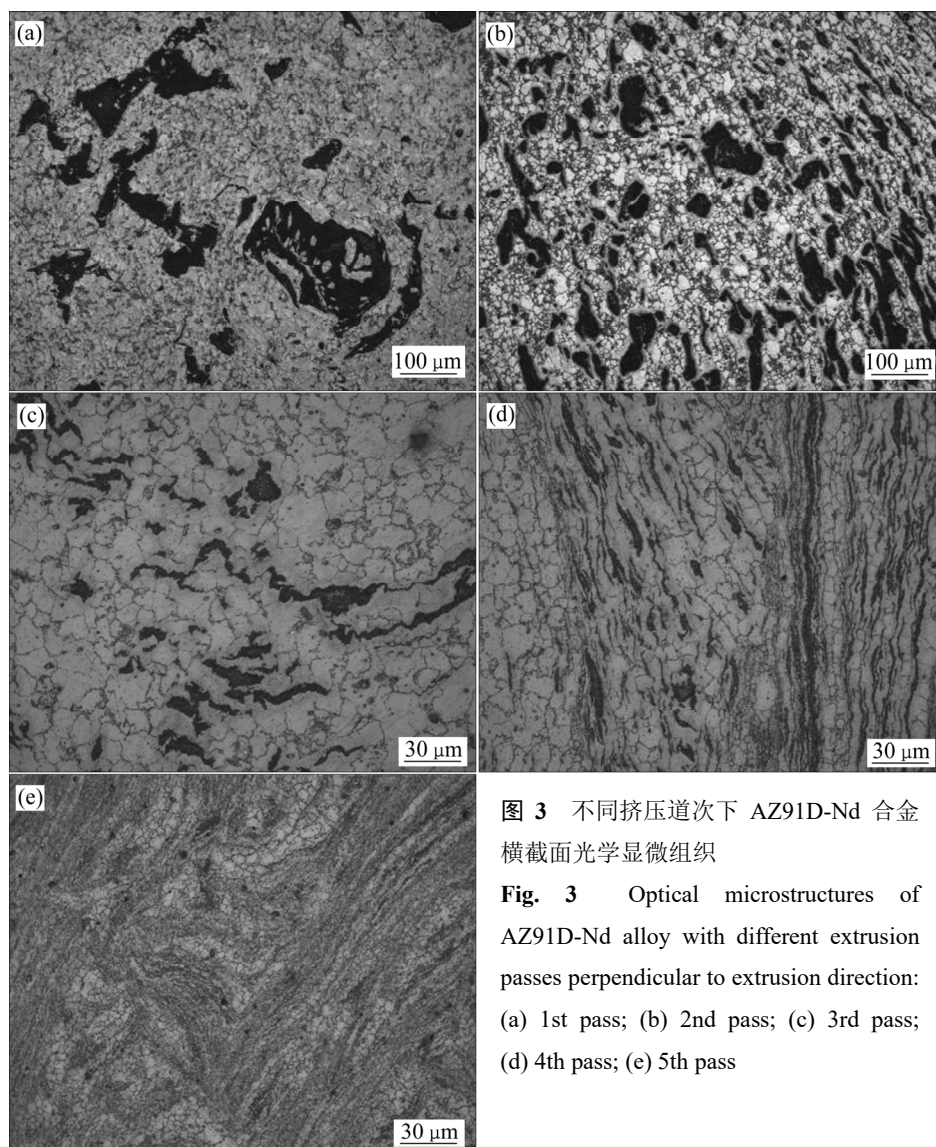


图3 不同挤压道次下 AZ91D-Nd 合金横截面光学显微组织

Fig. 3 Optical microstructures of AZ91D-Nd alloy with different extrusion passes perpendicular to extrusion direction: (a) 1st pass; (b) 2nd pass; (c) 3rd pass; (d) 4th pass; (e) 5th pass

高, 位错易塞积, 热挤压时就可以很快达到再结晶所需要的高位错密度, 在 400 °C 温度下很容易发生动态再结晶。破碎的中间合金颗粒和 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相周围存在局部大应变区, 这些区域的位错密度非常高^[16], 晶格畸变加剧, 这些位置是成为再结晶晶粒形核的理想位置。在光学显微镜下可以观察到镁合金基体粗大晶粒逐渐减少, 再结晶晶粒逐渐增多, 并且细小均匀分布。

2.2 扫描电镜组织特征分析

图 4 所示为经过 5 道次挤压后的 AZ91D-Nd 合金的 SEM 像。从图 4 中可以看出, 大块的中间合金屑已经被充分的破碎成颗粒, 随挤压流线均匀的分布到晶界上。由于发生动态再结晶, 晶粒变得均匀、细小。在 400 °C 以上, 塑性变形的活化能接近镁合金的体积扩散能, 导致大量的位错攀升^[17], 挤压热和摩擦热使合金中原子热振动及扩散速度增加, 位错的滑移、攀移、交滑移以及位错节点脱锚比挤压次数低时更容易, 使动态再结晶的形核增加^[18]。中间合金颗粒破碎的程

度增大, 可以钉扎晶界, 并阻碍热变形过程中的晶粒长大。经过 5 道次挤压后的镁合金主要由 $\alpha\text{-Mg}$ 相、 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相、 $\text{Mg}_{41}\text{Nd}_5$ 相组成。

图 5 所示为固相合成 AZ91D-Nd 合金 SEM 形貌及 EDS 面扫描分析结果, 图中越亮, 元素含量越高。从图 5 中可以看出, Nd 的均匀程度很高, 晶界上有

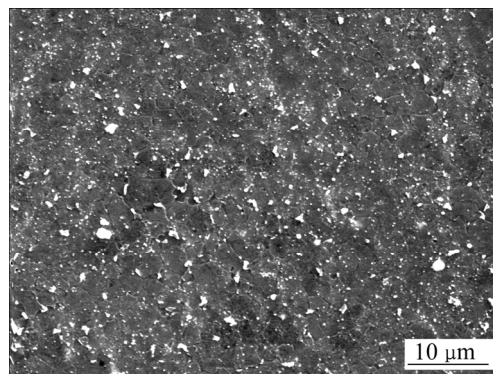


图 4 经 5 道次挤压后的 AZ91D-Nd 合金的 SEM 像

Fig. 4 SEM image of AZ91D-Nd alloy after 5th pass extrusion

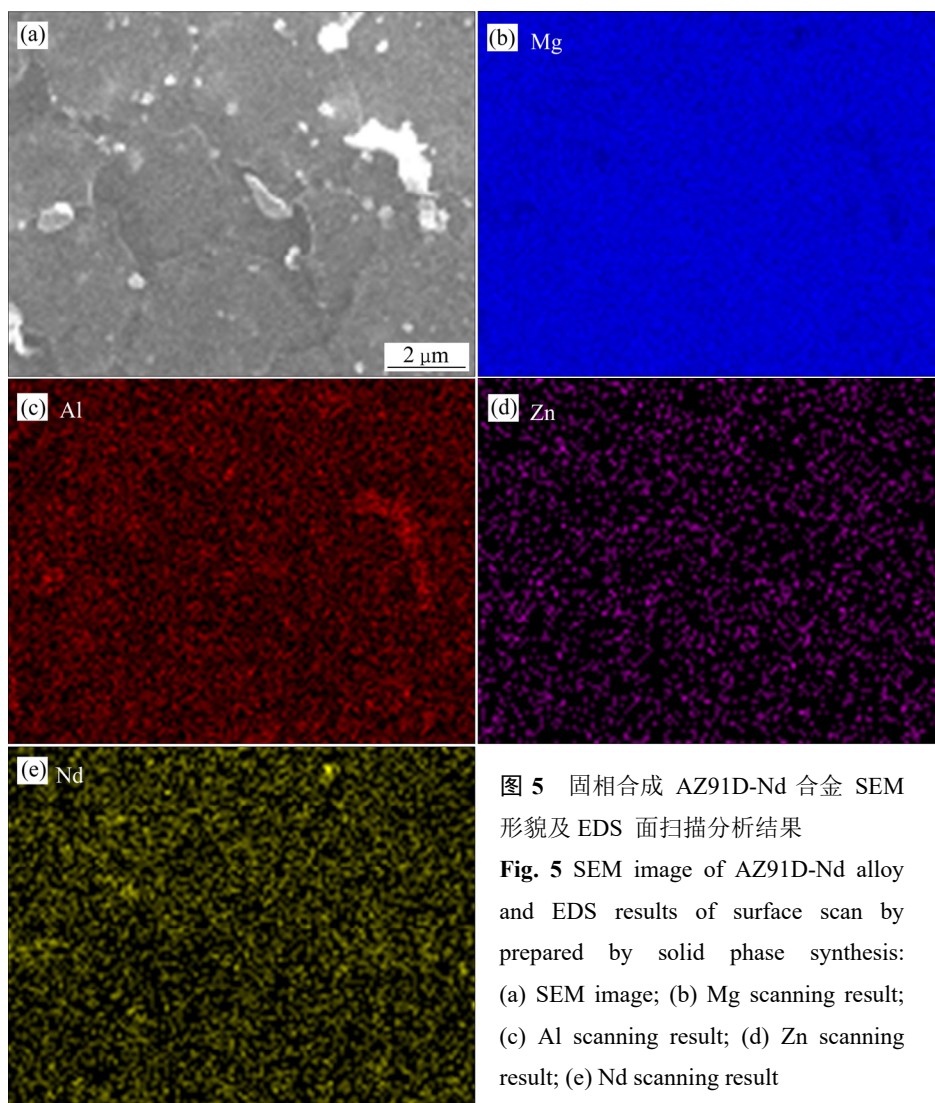


图 5 固相合成 AZ91D-Nd 合金 SEM 形貌及 EDS 面扫描分析结果

Fig. 5 SEM image of AZ91D-Nd alloy and EDS results of surface scan by prepared by solid phase synthesis: (a) SEM image; (b) Mg scanning result; (c) Al scanning result; (d) Zn scanning result; (e) Nd scanning result

Nd 元素, 晶粒内部 Nd 元素均匀分布。这说明 Nd 元素已经固溶入晶粒内部, 颗粒较大的中间合金在晶界处保留下来。稀土 Nd 具有晶粒细化、强化晶界的作用, 溶入镁基体的 Nd 原子使基体产生晶格畸变, 阻碍位错运动, 强化基体。晶界强化可使位错运动的阻力增加, 使位错运动限制在一定的范围内, 使塑性变形均匀, 裂纹扩展阻力增加, 不利于裂纹扩展, 使裂纹钝化或改变方向, 表现为较高的伸长率。

2.3 透射电镜组织特征分析

图 6 所示为经 5 道次挤压后 AZ91D-Nd 合金 TEM 像。从图 6(a)中可以看出, 在晶界处分布着尺寸均匀、

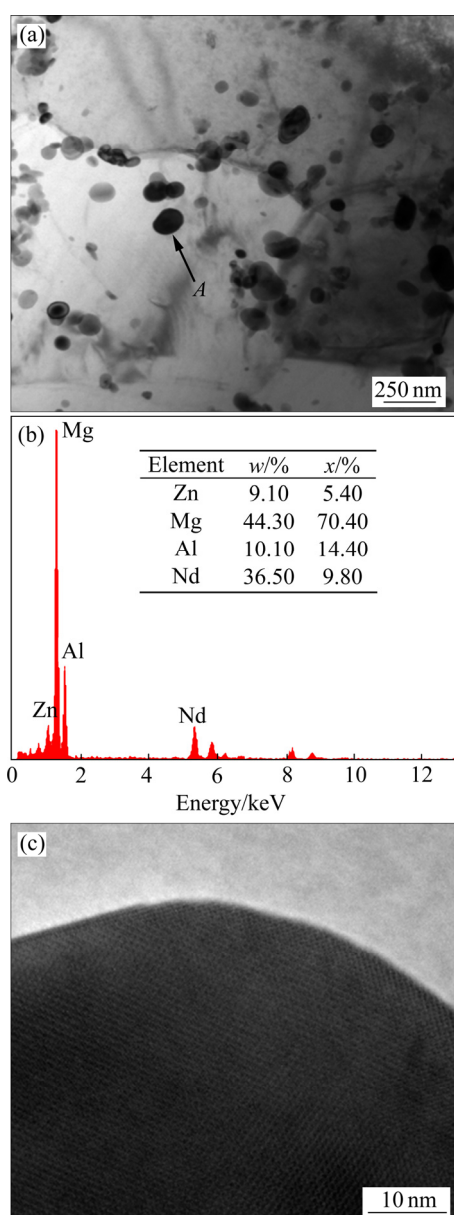


图 6 经 5 道次挤压后 AZ91D-Nd 合金 TEM 像
Fig. 6 TEM images of AZ91D-Nd alloy after 5th pass extrusion: (a) TEM image; (b) Energy spectrum analysis of point A; (c) Interface between master alloy and matrix

细小的 Mg-Nd 中间合金颗粒, 形状上主要以球团状为主。这种作为第二相的中间合金颗粒可以对晶界起到钉扎的作用, 阻碍位错的运动, 提高力学性能。从图 6(b)中可以判断, 点 A 处是含 Nd 的中间合金颗粒。从图 6(c)中可以看到, 中间合金颗粒与镁基体界面结合较好, 没有发现裂纹, 达到原子级结合。

2.4 力学性能

图 7 所示为固相合成 AZ91D-Nd 合金的力学性能。经 1 次热挤压后, 抗拉强度只有 225 MPa, 伸长率只有 1.5%。这是由于中间合金屑较大, 外形尖锐且内部有大量的裂纹, 如图 3(a)所示, 在拉伸时会对基体造成割裂作用, 应力首先在中间合金屑内部的裂纹及尖角处产生集中并生成裂纹, 进而扩展发生断裂。另外, 中间合金屑与基体结合的强度很低, 界面处会有大量的裂纹和孔洞等缺陷存在, 也易产生裂纹。随着挤压道次的增加, 中间合金屑与基体结合的强度越来越高, 中间合金屑逐渐被破碎成颗粒状并越来越均匀的分布到基体中。硬脆的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相被破碎, 削弱了对基体的割裂影响。抗拉强度和伸长率都有大幅度增加。经 5 道次挤压后, 抗拉强度达到 323 MPa, 伸长率达到 7.2%。抗拉强度和伸长率相对于第 4 道次挤压后增加幅度变小。

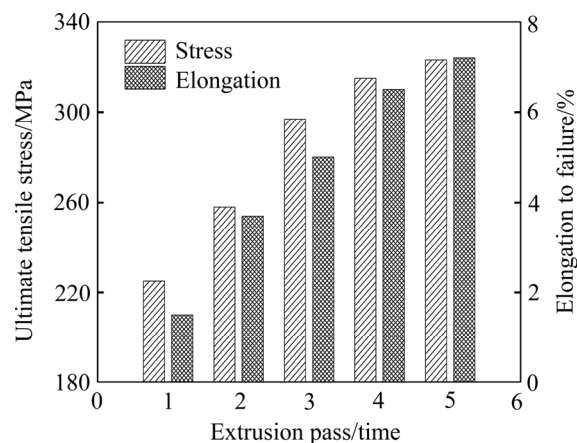


图 7 固相合成 AZ91D-Nd 合金力学性能

Fig. 7 Mechanical properties of AZ91D-Nd alloy prepared by solid phase synthesis

由于挤压热和摩擦热的影响, Nd 元素和 $Mg_{17}Al_{12}$ 相会扩散到晶粒内部, 产生固溶强化和析出强化^[19]。被充分破碎的中间合金颗粒和 β - $Mg_{17}Al_{12}$ 相在挤出时作为第二相粒子存在, 有效地阻碍了位错的移动和晶界的滑移, 造成了位错的塞积, 产生第二相粒子强化, 提高了抗拉强度。挤压过程中, 被破碎的中间合金颗

粒优先在高位错密度处形核^[20]。同时,细小的中间合金颗粒为再结晶提供形核的核心,还阻碍了再结晶晶粒的长大,使多次挤压后的晶粒变得非常细小。

Hall-petch 公式^[21]如式(1)所示。根据式(1)可知:晶粒越细小,强度越高,晶粒细小,有利于晶粒转动和晶界滑动,使材料塑性大大提高^[21]。因此,细晶强化对镁合金力学性能的作用显著。

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (1)$$

铸态 AZ91D 镁合金抗拉强度为 250 MPa,伸长率为 7%,经 5 道次固相合成后,抗拉强度达到 323 MPa,比铸态时提高了 29.2%,伸长率达到 7.2%,与铸态时相当。固溶强化、析出强化、第二相强化和动态再结晶细晶强化的共同作用是固相合成 AZ91D-Nd 镁合金力学性能提高的主要强化机制。

3 结论

1) Mg-Nd 中间合金屑经过 5 道次挤压后被破碎并均匀分布在基体中,形成固溶强化和第二相粒子强化,钉扎晶界,阻碍了晶界的运动,提高了塑性和强度。

2) 多道次挤压后的 AZ91D-Nd 镁合金发生了动态再结晶,晶粒越来越细小,产生细晶强化。中间合金颗粒分布多的区域,晶粒较细密。

3) 经过 5 道次挤压后,分布在晶界的硬脆、粗大的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相被挤碎,对基体的割裂作用减小。 β -Mg₁₇Al₁₂ 相分布在晶界,可以起到第二相粒子的强化作用。

4) 随着挤压道次的增加,抗拉强度和塑性都得到提高,经 5 道次挤压后,抗拉强度达到 323 MPa,伸长率达到 7.2%。5 道次挤压后的抗拉强度和伸长率增加幅度变小。

REFERENCES

[1] 郑留伟,梁伟,赵子龙,李亚娥,王红霞,王一德. 均匀化退火处理对 AZ91 镁合金轧制成形行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2016, 45(5): 1296-1301.

ZHENG Liu-wei, LIANG Wei, ZHAO Zi-long, LI Ya-e, WANG Hong-xia, WANG Yi-de. Effect of homogenizing annealing treatment on AZ91 magnesium alloy rolling deformation behavior[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2016, 45(5): 1296-1301.

[2] 石洪吉,邓运来,张凯,杨柳,陈明安. Nd 含量对 Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr 合金显微组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(9): 1785-1793.

SHI Hong-ji, DENG Yun-lai, ZHANG Kai, YANG Liu, CHEN Ming-an. Effects of Nd addition on microstructure and mechanical properties of Mg-6Gd-2.5Y-0.5Zr alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(9): 1785-1793.

[3] 冯艳,陈超,彭超群,王日初. 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 Chao-qun, WANG Ri-chu. Research progress on magnesium matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(12): 2385-2407.

[4] 刘志杰,吴国华,庞松,丁文杰. Mg-Nd 系合金及 Nd 在镁合金中的应用与展望[J]. 铸造技术, 2012, 33(2): 151-154.

LIU Zhi-jie, WU Guo-hua, PANG Song, DING Wen-jiang. Mg-Nd alloy and application of Nd in magnesium alloys[J]. Foundry Technology, 2012, 33(2): 151-154.

[5] 王军,朱秀荣,徐永东,王荣,聂景江,张立君. 稀土 Ce 和 Y 对 AZ80 镁合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(1): 25-35.

WANG Jun, ZHU Xiu-rong, XU Yong-dong, WANG Rong, NIE Jing-jiang, ZHANG Li-jun. Effects of rare-earth Ce and Y on microstructure and mechanical properties of AZ80 Mg alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(1): 25-35.

[6] 郑伟超,李双寿,汤彬,曾大本. 稀土对 AZ31B 变形镁合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(2): 197-204.

ZHENG Wei-chao, LI Shuang-shou, TANG Bin, ZENG Da-ben. Effects of rare earth on microstructure and mechanical properties of AZ31B wrought magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(2): 197-204.

[7] 文丽华,吉泽升,宁慧燕,毕凤阳,胡茂良. 固相合成道次对 ZM6-Ce 镁合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2015, 44(9): 2305-2309.

WEN Li-hua, JI Ze-sheng, NING hui-yan, BI Feng-yang, HU Mao-liang. Effect of extruding times on microstructure and mechanical properties of ZM6-Ce magnesium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(9): 2305-2309.

[8] 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: 5319–5324.
- [9] ZHU Y, HU M L, WANG D J, XU H Y, WANG Y, JI Z S. Microstructure and mechanical properties of AZ31-Ce prepared by multipass solid-phase synthesis[J]. *Materials Science and Technology*, 2018, 34(7): 876–884.
- [10] XU Yan, HU Lian-xi, SUN Yu, JIA Jian-bo, JIANG Ju-fu, MA Qing-guo. 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.
- [11] LIU Ying, LI Yuan-yuan, ZHANG Da-tong, Ngai Tung-wai Leo, CHEN Wei-ping. Microstructure and properties of AZ80 magnesium alloy prepared by hot extrusion from recycled machined chips[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2002, 12(5): 882–885.
- [12] 周霞, 赵昌美, 李利, 黄宏军. 基于 SHPB 实验的挤压 AZ91D 镁合金动态力学行为数值模拟[J]. *中国有色金属学报*, 2014, 24(8): 1969–1975.
- ZHOU Xia, ZHAO Chang-mei, LI Li, HUANG Hong-jun. Numerical simulation of dynamic behavior of extruded AZ91D magnesium alloy based on SHPB experiment[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2014, 24(8): 1969–1975.
- [13] HU M L, JI Z S, CHEN X Y, WANG Q D. Microstructure and mechanical properties of AZ91D magnesium alloy recycled from scraps by hot-press/extrusion[J]. *Journal of Harbin Institute of Technology (New Series)*, 2014, 21(1): 115–120.
- [14] WEN L H, JI Z S, XIN M D. Microstructure and mechanical properties of ZM6 magnesium alloy produced by extrusion of machined chips[J]. *Materials Science and Technology*, 2009, 25(10): 1222–1226.
- [15] 肖晓玲, 罗承萍, 聂建峰, MUDDLE B C. AZ91 Mg-Al 合金中 β -(Mg₁₇Al₁₂)析出相的形态及其晶体学特征[J]. *金属学报*, 2001, 37(1): 1–7.
- XIAO Xiao-ling, LUO Cheng-ping, NIE Jian-feng, MUDDLE B C. Morphology and crystallography of β -(Mg₁₇Al₁₂) precipitate in an AZ91 magnesium-aluminum alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2001, 37(1): 1–7.
- [16] STYCZYNSKI A, HARTIG C, BOHLEN J, LETZIG D. Cold rolling textures in AZ31 wrought magnesium alloy[J]. *Scripta Mater*, 2004, 50(7): 943–947.
- [17] HU Mao-liang, JI Ze-sheng, CHEN Xiao-yu, WANG Qu-dong, DING Wen-jiang. Solid-state recycling of AZ91D magnesium alloy chips[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(10): s68–s73.
- [18] 蔡志伟, 陈拂晓, 郭俊卿. AZ41M 镁合金动态再结晶临界条件[J]. *中国有色金属学报*, 2015, 25(9): 2335–2341.
- CAI Zhi-wei, CHEN Fu-xiao, GUO Jun-qing. Critical conditions of dynamic recrystallization for AZ41M magnesium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(9): 2335–2341.
- [19] 黄晓锋, 王渠东, 曾小勤, 朱艳萍, 卢晨, 丁文江. 钕对 Mg-5Al-1Si 高温蠕变及组织性能的影响[J]. *中国稀土学报*, 2004, 22(3): 361–364.
- HUANG Xiao-feng, WANG Qu-dong, ZENG Xiao-qin, ZHU Yan-ping, LU Chen, DING Wen-jiang. Effect of neodymium on microstructure and high temperature creep properties of Mg-5Al-1Si magnesium alloy[J]. *Journal of the Chinese Society of Rare Earths*, 2004, 22(3): 361–364.
- [20] YANG P, ZHAO Z D, REN X P. Microstructure, textures and deformation behaviors of fine-grained magnesium alloy AZ31[J]. *Mater Sci Technol*, 2005, 21(3): 331–337.
- [21] ZHU Shao-zhen, LUO Tian-jiao, ZHANG Ting-an, LIU Yun-teng, YANG Yuan-sheng. Effects of extrusion and heat treatments on microstructure and mechanical properties of Mg-8Zn-1Al-0.5Cu-0.5Mn alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2017, 27(1): 73–81.

Microstructure evolution and mechanical properties of AZ91D-Nd alloy fabricated by multi-pass solid phase synthesis

WANG Dian-jun, HU Mao-liang, JI Ze-sheng, XU Hong-yu, WANG Ye

(School of Materials Science and Engineering, Harbin University of Science and Technology, Harbin 150040, China)

Abstract: AZ91D alloy chips and Mg-Nd master alloy chips were fabricated by multi-pass solid phase synthesis. The homogenization and breaking mechanism of β -Mg₁₇Al₁₂ phase and master alloy chips were analyzed. The results show that Mg-Nd master alloy chips are broken. Nd element dissolves inside the grain and solid solution strengthening is formed. The granular particles were distributed in the grain boundary, which produces the precipitation strengthening. The coarse β -Mg₁₇Al₁₂ phases, which deteriorate the matrix, are broken. The broken β -Mg₁₇Al₁₂ phase and granular particles accelerate the dynamic recrystallization, refine the grain and improve the mechanical properties. The ultimate tensile strength of AZ91D-Nd alloy is 323 MPa, which is higher than that of as-cast AZ91D alloy. The elongation of AZ91D-Nd alloy is 7.2%, which is similar to that of as-cast AZ91D alloy.

Key words: solid phase synthesis; AZ91D; Mg-Nd master alloy; microstructure; mechanical property

Foundation item: Projects(51404082, 51574100, 51704087) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project(201510) supported by the Science Funds for the Young Innovative Talents of Harbin University of Science and Technology, China

Received date: 2018-05-02; **Accepted date:** 2018-07-04

Corresponding author: HU Mao-liang; Tel: +86-13936585119; E-mail: humaoliang@hrbust.edu.cn

(编辑 何学锋)