

Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金的原位合金化成形工艺研究

董国文, 王文礼, 赵 迪, 李昊阳

(西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘要: 原位合金化通过成分设计将现有商业粉进行混合配比作为粉末原料进行选区激光熔化 (SLM) 制造合金零件, 该技术有望解决预合金粉末制备难的问题。本研究以 Mg、Y、Sm、Zn、Zr 单质粉末为原材料, 采用 SLM 原位合金化方法制备了 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 多组元稀土镁合金熔道和块体样品。对不同工艺参数下样品的成形性、相对致密度、表面形貌、微观组织和显微硬度进行了研究, 并与预合金试样进行了对比。结果表明, 单道次熔道在激光功率 80 W 时可获得稳定光滑熔道, 熔池为传导模式。块体样品在激光功率为 80 W、扫描速度 300 mm/s 时相对致密度最大为 98.71%, 孔隙和未熔颗粒最少, 显微硬度为 98.97 HV。原位合金化样品的物相由 Mg 基体、Y-Zr-O 稀土氧化物和共晶相 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$ 组成, 微观组织为细小的等轴晶。

关键词: 稀土镁合金; 原位合金化; 成形性; 单道次熔道; 相对致密度

中图法分类号: TG146.22

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2352-09

1 引言

稀土镁合金由于其密度低等优点被广泛应用于汽车制造、航空航天等领域^[1], 但传统加工容易出现缩松、气孔和氧化等缺陷^[2-3]。选区激光熔化技术(SLM)属于激光粉末床增材制造(LPBF)的一种^[4], 由于极快的冷却速率^[5]和每个粉末层的重熔, 使得微观组织更加细小和产生各向异性^[6-7]。采用 SLM 制造稀土镁合金构件, 可以有效解决传统加工产生的缺陷^[8-9], 扩大稀土镁合金的应用前景^[10]。

目前 SLM 使用的原料粉末大都是预合金粉末^[11], 虽然预合金粉末可以获得更均匀的组织和稳定力学性能的试样。然而, 预合金粉末的生产通常是费时费力的, 特别是对于稀土镁合金, 传统的气雾化法和等离子旋转电极制粉法都容易产生镁元素烧损严重、含氧量高、出粉率低和成本昂贵问题, 机械制粉法又存在制粉周期长、球形度低的问题^[12]。所以采用原位合金化的方法^[13-15], 选用混合元素粉末作为原料粉末, 在合适的工艺参数下, 不仅节省时间, 更在经济上有利, 为稀土镁合金的增材制造提供另一种思路^[9]。

目前在 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金 SLM 的研究中^[16], 使用的都是预合金粉末, 为后续的研究奠定了基础。Wang 等^[2-3]以 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金为实验对象, 通过熔铸、机械研磨和球磨的方法制备了粉末原料, 主要研究了适合该合金 SLM 的最优工艺参数组合。合金的最

优工艺参数为: 基板预热温度 180 °C、扫描间距 $H=80 \mu\text{m}$ 、层厚 $T=20 \mu\text{m}$ 、功率 $P=40 \text{ W}$ 和扫描速度 $V=300 \text{ mm/s}$, 该工艺下试样最大致密度为 98.6%。Wang 等^[17]主要在 SLM Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金研究的基础上, 分析了从单个熔道到成型块体的凝固行为, 优化了参数。研究表明激光功率在 40~80 W 之间可以获得较为稳定的熔道, 其熔池模式均为锁孔模式。在基板和样品接触位置添加倒角, 可以更好地成形, 抑制翘曲的出现。在能量密度 E 为 125.7 J/mm³ 时, 样品致密度最大、成形性最好, 压缩性能最好。

近年来, 原位合金化已经在很多合金中有了研究和验证, 主要在钛^[18-19]、铝^[20-21]、钢^[22]和高熵合金^[23]等合金。Kang 等^[24]在使用 LPBF 原位合成 Ti-7.5wt%Mo 合金的工作中发现了小 Mo 颗粒完全熔化和未熔化的大 Mo 颗粒。这表明了根据元素熔点选择粒度的重要性, 合适的选择可以制出成分均匀和致密的产品。Martinez 等人^[25]获得了激光原位合金化 Al-Cu12 组件, 该组件具有过饱和富铝相和均匀 Al₂Cu 相的混合微观结构。研究表明, 提高预热温度有助于提高材料的极限拉伸强度和塑性。Wang 等^[15]采用定向能量沉积工艺将元素粉末混合物熔合得到原位合金 Inconel 625 样品。通过比对预合金试样发现降低激光扫描速度有助于提高激光体积能量密度, 从而促进原位合金化, 原位合金化试样的显微硬度高于预合金试样, 固溶处理后, 原位合金化试样比预合金试样

拉伸性能降低,显微组织与预合金试样类似。

原位合金化在镁合金中应用研究很少,大多是Al-Mg合金。Shuai等^[26]采用LPBF原位合金化技术研究了不同铝含量对Mg₃Zn(ZK30)合金的影响。研究表明铝含量的增加,导致金属间相体积分数增加、晶粒尺寸细化和降解率降低。主要是因为铝在镁中的溶解度较低,而LPBF由于凝固冷却速度快,提高了铝的固溶度,在凝固过程中,溶质由于扩散缓慢,在液固界面处产生过冷区,导致晶粒细化。Zhang等^[27]在Mg-9wt%Al合金体系的研究中发现,在高温梯度下,等轴晶由枝晶转变而来。在较低的激光功率输入和较低的扫描速度($P=15\text{ W}$, $v=0.02\text{ m/s}$)下,由于材料激光能量吸收率低,Mg和Al的熔点和沸点较低,致密化效果最好。而对于稀土镁合金的原位合金化却少有研究,但这有很大的研究价值。

因此,本工作对SLM原位合金化制备的Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr稀土镁合金的单道次熔道和块体样品进行了研究。分析了不同工艺参数对试样成形性、相对致密度、表面形貌、显微组织和显微硬度的影响,并进行了表征。

2 实验

采用以下材料作为制备稀土镁合金Mg-Y-Sm-Zn-Zr的原料:球形元素粉Mg(中粒粒径 $d_{50}=53.16\text{ }\mu\text{m}$)、Zn($d_{50}=4.55\text{ }\mu\text{m}$)和非球形元素粉Y($d_{50}=16.40\text{ }\mu\text{m}$)、Sm($d_{50}=18.10\text{ }\mu\text{m}$)、Zr($d_{50}=8.52\text{ }\mu\text{m}$),元素粉末的纯度均高于99.9%。将Mg、Y、Sm、Zn、Zr粉末在翻滚混合器中混合2 h,参数为60 r/min,混合前先将粉末置于真空干燥箱在60 °C下烘干12 h以提高流动性,后通过200#的筛网去除大的粉末颗粒再进行混合,得到具有Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr成分的粉末混合物。

图1显示了混合粉末SEM照片和EDS元素分布,可以看出粉末混合均匀,也形成了少部分的卫星球状的混合粉末。

表1为随机选取8个区域EDS面扫描平均后的混合粉末元素成分比例和各元素熔沸点。因为稀土元素具有较强的氧亲和性,所以氧元素主要来自于稀土元素,导致稀土元素略有下降,不过整体可以看出粉末分布均匀,与目标成分偏差较小。

采用的SLM设备为BLT-S210,配备F-Theta镜头和

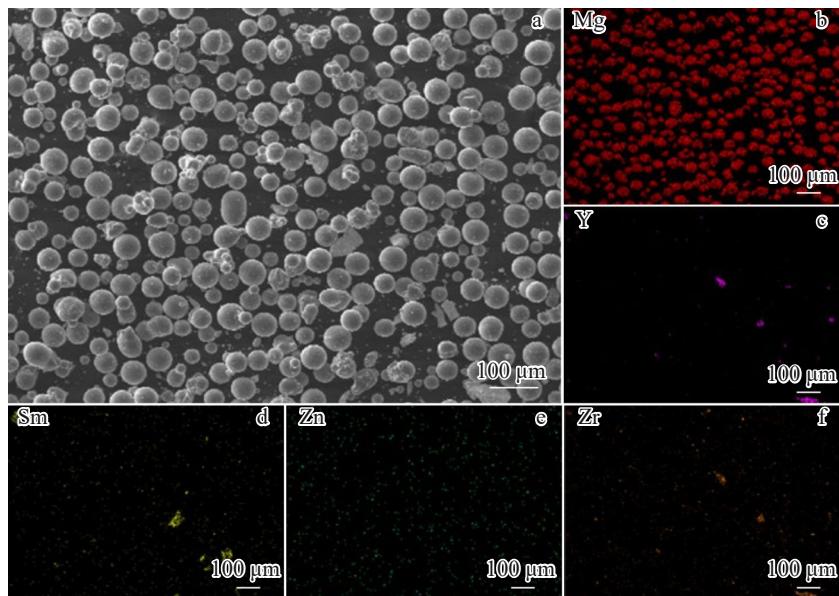


图1 混合粉末SEM照片和EDS元素分布

Fig.1 SEM image (a) and EDS elemental mappings (b-f) of the mixed powder

表1 混合粉末化学成分和各单质熔沸点

Table 1 Chemical composition of the mixed powder and melting point and boiling point of each element

Element	Mg	Y	Sm	Zn	Zr	O
Content/wt%	85.30	3.62	3.15	1.79	1.04	5.10
Melting point/°C	650	1522	1072	419	1852	-
Boiling point/°C	1090	3338	1791	907	4377	-

Scanner system,其中激光波长为1060~1080 nm,激光功率0~500 W,基板预热温度范围0~200 °C,激光光斑直径60 μm,采用高纯氩气为保护气体,成形过程中氧含量可以控制在100 μL/L以下。打印扫描策略为之字形扫描,条带式分区,条带宽度3 mm,层间夹角为67°,打印基板为ZK61,试样均加倒角,倒角半径为1 mm,氧含量<100 μL/L,打印时前5层粉每层扫3次,基板预热温度为200 °C,具体的打印参数见表2。块体成形试样尺寸

为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$, 熔道为 10 mm 长的扫描轨迹。用线切割将块体样品从基板切下即可。由于需要对熔道截面进行观察, 因此连带基板一起纵向切下。

块体样品的相对致密度分析通过 MH-300A 固体密度测试仪进行测定, 其原理是阿基米德排水法。本实验每个样品测试 5 次并取得平均值, 样品的致密度通过实际密度与理论密度之比获得。使用 Gemini SEM 300 场发射式扫描电子显微镜来观察样品的表面形貌和微观组织, 样品先用 800#、1000#、1500#、2000# 和 3000# 水砂纸打磨, 再用 BUFHLLER 金相自动磨样机进行抛光后使用 4% 硝酸乙醇溶液腐蚀 $20\sim30\text{ s}$ 后吹干, 超声清洗腐蚀产物再干燥后观察。粉末元素含量测定采用 Gemini SEM300 场发射式扫描电子显微镜结合能量色散 X 射线 (EDX) 探测器对粉末颗粒进行成分检测, 随机选取 8 个区域面扫后, 取平均值得到元素含量。使用 Smart-Lab 型 X 射线衍射仪分析不同工艺参数下试样的物相组成, 设置扫描步长为 0.02° , 扫描角度为 $10^\circ\sim90^\circ$ 。使用 HXD-2000TMC/LCD 硬度计测试样的显微硬度, 测试面为横截面, 测试状态为抛光后, 每个试样测试 16 个点, 测试点间距为 0.5 mm , 载荷为 200 g , 加载时间为 10 s 。

表 2 SLM 实验工艺参数
Table 2 SLM process parameters

Parameter	Value
Laser power/W	20, 40, 60, 80, 100
Scanning speed/ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	300
Powder layer thickness/ μm	20
Hatch spacing/ μm	80

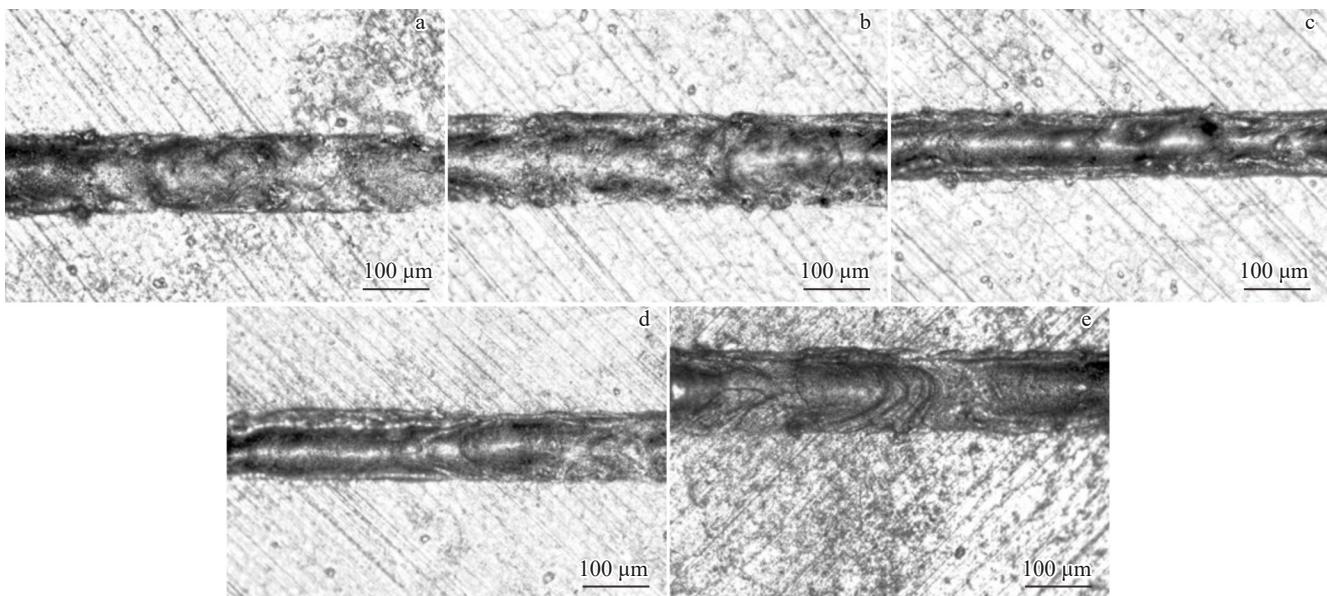


图 2 扫描速度为 300 mm/s 时不同激光功率下单道次熔道表面形貌

Fig.2 OM images of single melt-track under different laser powers with scanning speed of 300 mm/s : (a) 20 W; (b) 40 W; (c) 60 W; (d) 80 W; (e) 100 W

3 结果与分析

3.1 SLM 原位合金化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金单道次熔道形貌

图 2 为扫描速度为 300 mm/s 时不同激光功率下单道次熔道表面形貌。可以看出, 在 20 、 40 W 时熔道不能良好地成形, 出现高低起伏, 存在球化和一些缺口的区域。这是因为低的激光功率无法使得粉末完全熔化, 粉末不能均匀铺展, 液相熔体会快速以未熔化的粉末颗粒为核并发生团聚行为^[28]。

在 60 、 80 W 时, 随着激光能量输入的增加, 表面润湿(液体在固体表面上扩散和粘附的能力)和液滴的扩散较好, 基材上的粉末充分熔化, 熔道具有较好的稳定性, 没有出现未成形区域, 具有更好的成形性^[29]。

在 100 W 时, 熔道上出现了裂纹和断裂的未成形的区域, 主要是因为高的激光功率, 导致道次路径中粉末飞溅和熔池温度过高, 而过高的温度下镁元素会大量汽化, 材料大量蒸发, 产生的反冲压力反过来驱动流体运动, 高的反冲压力导致了熔融物质的排出, 使得熔道的稳定性大大降低, 最终导致熔道局部位置的材料“缺失”以及局部位置的异常凸起^[30]。

3.2 SLM 原位合金化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金单道次截面熔池

图 3 为扫描速度为 300 mm/s 时不同激光功率下单道次的熔池 SEM 照片。每种激光功率下都出现了裂纹, 主要是因为基板只有一层厚 $20\text{ }\mu\text{m}$ 的粉末, 而 SLM 中大的激光能量导致大的温度梯度和快的冷却速度, 使得基板上溶池的位置处积累了热应力, 后在线切割过程中, 释放

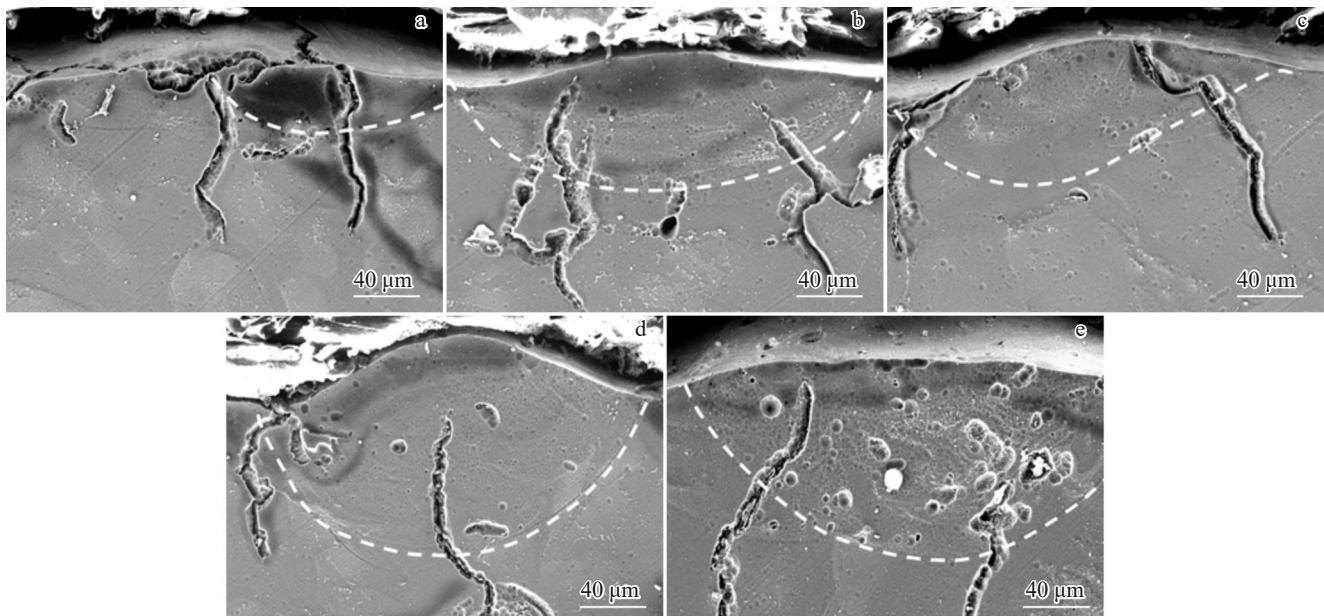


图3 扫描速度为300 mm/s时不同激光功率下单道次熔池SEM照片

Fig.3 SEM images of single melt-track molten pool under different laser powers with scanning speed of 300 mm/s: (a) 20 W; (b) 40 W; (c) 60 W; (d) 80 W; (e) 100 W

了应力可能导致产生裂纹。当激光功率为100 W,能量密度达到208.3 J/mm³时,熔池的截面能清晰地看出直径约为10 μm的圆形气孔。

这些圆孔出现和形成的原因可能是:过大的能量密度导致熔池温度升高,粉末蒸发增多增加了反冲压力,反冲压力与熔池中的马兰戈尼效应相结合,扩大了熔池的深度和宽度,这有助于冷却液体流动,但由于打印过程的快速冷却,气泡来不及逃出会被滞留在熔池中而形成圆形气孔^[17]。

图4为不同激光功率下熔池的深度、宽度和深宽比。从图中可以看出从20 W到100 W熔池的深度由54.13 μm增加到136.35 μm,熔池的宽度由197.03 μm增加到277.1 μm,表明随着激光功率的增加,熔池的深度和宽度也随之增加。熔池的深宽比则是从20 W的0.27增加到100 W时的0.53,在40~80 W之间时,熔池的深宽比在一个恒定值0.35上下浮动。

根据熔池熔化模式的区分,将熔池深宽比临界值N(0.5)作为判断熔池熔化方式为锁孔(N>0.5)还是传导(N<0.5)的阈值^[31]。相应地,除了100 W时熔池为锁孔模型,其他情况熔池均为传导模式。表明传导模式与较低的能量密度有关,匙孔模式与较高的能量密度有关,随着能量密度的增加,马兰戈尼对流向外流动使熔池宽度变宽,蒸汽的主导反冲压力导致熔池下沉,加深深度^[32]。

3.3 SLM原位合金化Mg-Y-Sm-Zn-Zr块体相对密度

激光功率和扫描速度是SLM工艺参数中2项重要参数。激光功率和扫描速度的不同组合会引起能量密度

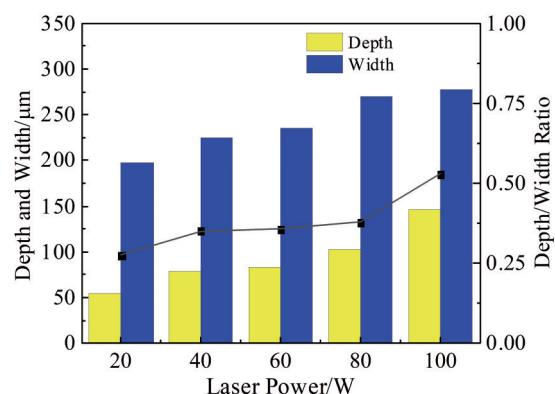


图4 熔池的深度、宽度和深宽比

Fig.4 Depth, width and depth/width ratio of the molten pool

的变化,引用能量密度E(J/mm³)表征单位体积内输入的激光能量。根据公式(1)可得块体样品的能量密度:

$$E=P/(HVT) \quad (1)$$

其中,P为激光功率,V为扫描速度,H为扫描间距,T为粉层厚度。另外,使用阿基米德排水法确定SLM处理样品的相对密度。

图5为原位合金化试样致密度的等高线分布图,图中的虚线为能量密度E。从图中能看出试样的致密度随着能量密度的增加而增大,在能量密度小于62.5 J/mm³时,试样致密度均低于90%,在能量密度为20.8 J/mm³(P=20 W, V=600 mm/s)时试样的致密度最低为81.6%(左上角蓝色区域),但都成功地成形成块体。在能量密度为166.6 J/mm³(P=80 W, V=300 mm/s)时试样的致密

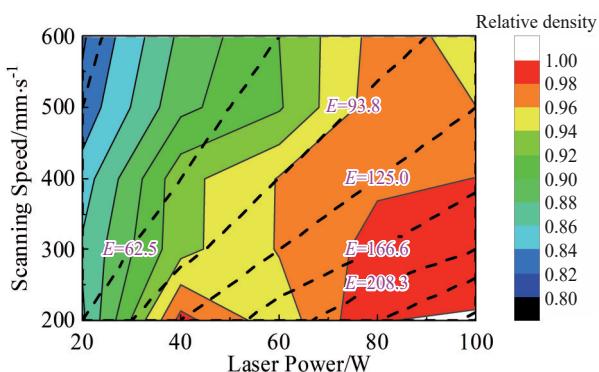


图 5 SLM 原位合金化样品致密度的等高线分布图

Fig.5 Contour map of relative density distribution of SLM in-situ alloyed samples (dotted lines represent values of laser energy density)

度达到最高为 98.71%。当能量密度超过 250 J/mm³时,样品相对密度超过 100%(右下角白色区域)。研究发现,块体样品致密度的高低与熔道的稳定性有着相似的趋势。熔道越光滑稳定,越能够保证较高的相对致密度。

致密度变化的原因主要是未熔合缺陷和烧损等现象导致试样内部产生了缺陷,降低了试样的实际密度。在图 5 的左上部分,由于在较快的扫描速度和较低的激光能量下能量密度造成熔池体积较小,层间结合不充分从而产生未熔合缺陷,导致粉末部分熔化,降低了试样密度。而且由于镁的低密度和化学活性,在高的扫描速度下,更多的粉末被吹起并氧化,形成黑雾状的氧化镁,污染保护气室并有一些落在试样表面,降低了试样密度;左

下部分虽然扫描速度降低了,但是由于激光功率太小,导致能量密度还是不足以完全熔化粉末,使得致密度降低。右下部分能量密度太高,由于镁合金沸点和熔点之间的温度范围较窄,较高的能量密度会使 Mg 粉末严重氧化和蒸发,导致熔池内金属液体汽化产生的反冲压力使熔池内部产生小孔效应,凝固时在表面张力的作用下一部分气体被截留无法溢出,形成气孔缺陷,且 Mg 粉烧损严重,使得稀土元素占比增大,致密度超过 100%。右上部分过高的扫描速度使得粉末颗粒在成形过程中飞溅,但高的激光功率可以产生大而深的熔池,熔化高熔点的稀土粉末,增大相邻层之间的冶金结合。

3.4 SLM 原位合金化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 块体表面形貌

图 6 是扫描速度为 300 mm/s 时不同激光功率下的表面形貌。在激光功率为 20 W 时,能量密度过低,出现未熔的稀土颗粒和严重的孔隙裂纹;当激光功率为 40、60 和 80 W 时,随着能量密度的增高,熔池温度升高,粉末的熔化更好,使更多的液相流动并渗透到颗粒之间的空隙中,缺陷得到改善,在 80 W 时达到最大致密度,表面孔隙数量大大减少,形成光滑表面;当激光功率为 100 W 时,能量密度最大,导致锁孔熔池有着较高温度,使得粉末完全熔化,但是也造成了镁元素蒸发,蒸发产生的反冲压力使熔池波动并在凝固过程中产生气孔使得致密度略有下降(98.19%),孔隙数量增加。

稀土镁合金原位合金化中存在高熔点元素(Y、Sm 和 Zr)和低熔点元素(Mg 和 Zn)比单一成分粉末具有更加复杂的成形过程,所以只有一个狭窄的工艺参数窗口才能保证产生具有适当低缺陷密度的样品。且由于各种

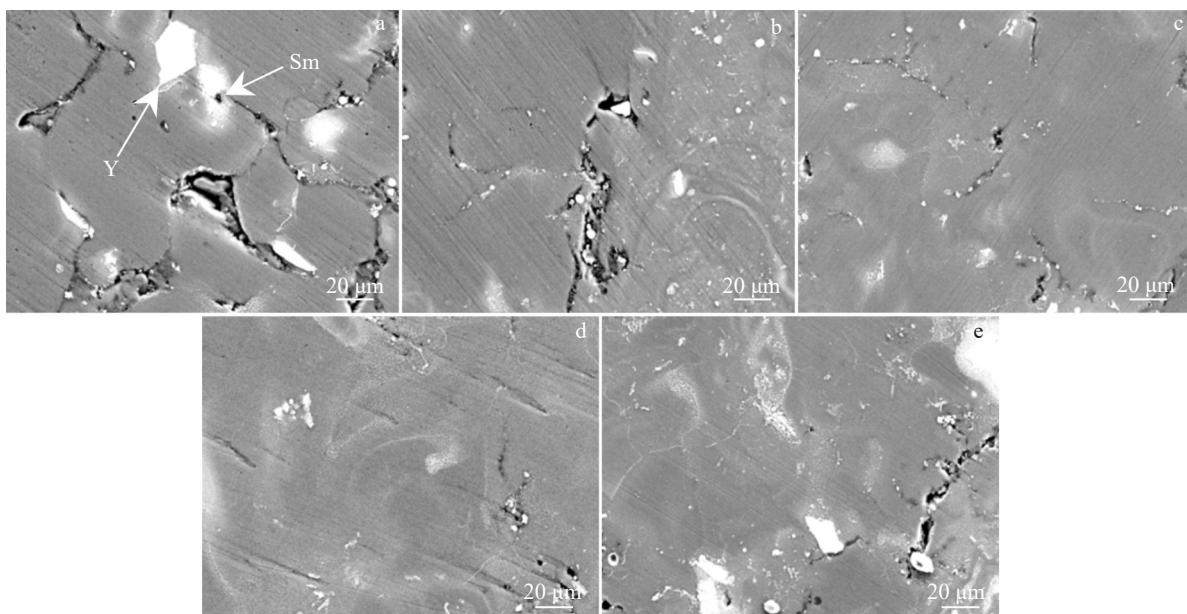


图 6 扫描速度为 300 mm/s 时不同激光功率下的表面形貌

Fig.6 Surface morphologies of bulk samples under different laser powers with scanning speed of 300 mm/s: (a) 20 W; (b) 40 W; (c) 60 W; (d) 80 W; (e) 100 W

单质粉末物理性质差别较大和镁粉的特殊性,因此在这个窗口内,必须达到平衡,确保热量输入足够高以熔化高熔点元素,而不是太高使低熔点元素蒸发并形成锁孔,且要减少熔池的飞溅和局部区域缺乏材料填充,从而使未熔化颗粒的比例和孔隙率最小化。同时在合适的激光功率和较慢的扫描速度下,一方面产生稳定的熔池使粉末颗粒在熔池中得到充分扩散和熔化。另一方面,熔体有足够的流动时间来填充孔隙并诱导气体杂质的排出。但由于在SLM镁合金中镁的氧化很难避免,氧化所造成的表面张力过大从而影响熔体流动,会产生一些微孔,所以很难得到全致密的样品。

3.5 SLM 原位合金化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金的物相分析

图7为预合金粉末成形试样和原位合金化成形试样的XRD图谱。对于预合金粉末试样,其微观组织主要由Mg基体、共晶相 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$ 和 Y_2O_3 组成(如图7b所示)。原位合金化试样的微观组织主要由Mg基体、共晶相 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$ 和Y-Zr-O稀土氧化物组成(如图7a所示)。相比于预合金粉末样品,原位合金化中的

Y-Zr-O稀土氧化物代替了 Y_2O_3 。主要是因为在原位合金化中Y和Zr都为高熔点的单质粉末,都具有很高的亲氧力,当存在未熔颗粒时Zr易与Y、O元素富集,而预合金粉末中Zr大多以单质形式存在。

随着工艺参数的改变,在 $V=300 \text{ mm/s}$ 的不同激光功率下(图7a),随着能量密度的增大,Y-Zr-O稀土氧化物峰减弱,因为足够的能量使得熔池温度够高,可以熔化更多的高熔点元素,Y和Zr元素富集减少。并没有发现新相的产生或者旧相的消失。

3.6 SLM 原位合金化 Mg-Y-Sm-Zn-Zr 合金的微观组织

图8为最佳工艺参数下($P=80 \text{ W}$, $V=300 \text{ mm/s}$, $H=80 \mu\text{m}$)原位合金化试样的微观组织和各元素的EDS能谱分析。从图8中可以看出Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金在SLM原位合金化成形过程中存在多种未熔颗粒,未熔颗粒主要是Y-Zr-O的稀土氧化物和单质Zr,其他元素均匀分布。这是因为Mg和Zn元素具有很高的蒸气压会选择性蒸发,从而通过“溶质捕获”现象使Y和Zr元素在表面富集,但在激光快速熔化过程中,熔池中

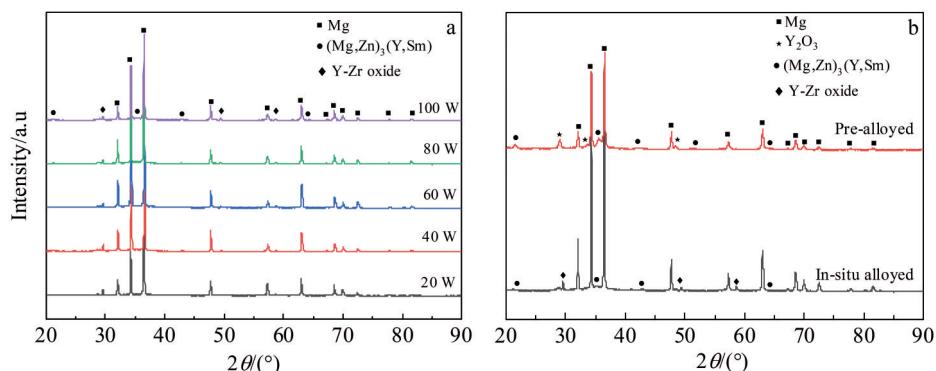


图7 不同工艺试样的XRD图谱

Fig.7 XRD patterns of in-situ alloyed samples (a) and pre-alloyed powder formed samples (b)

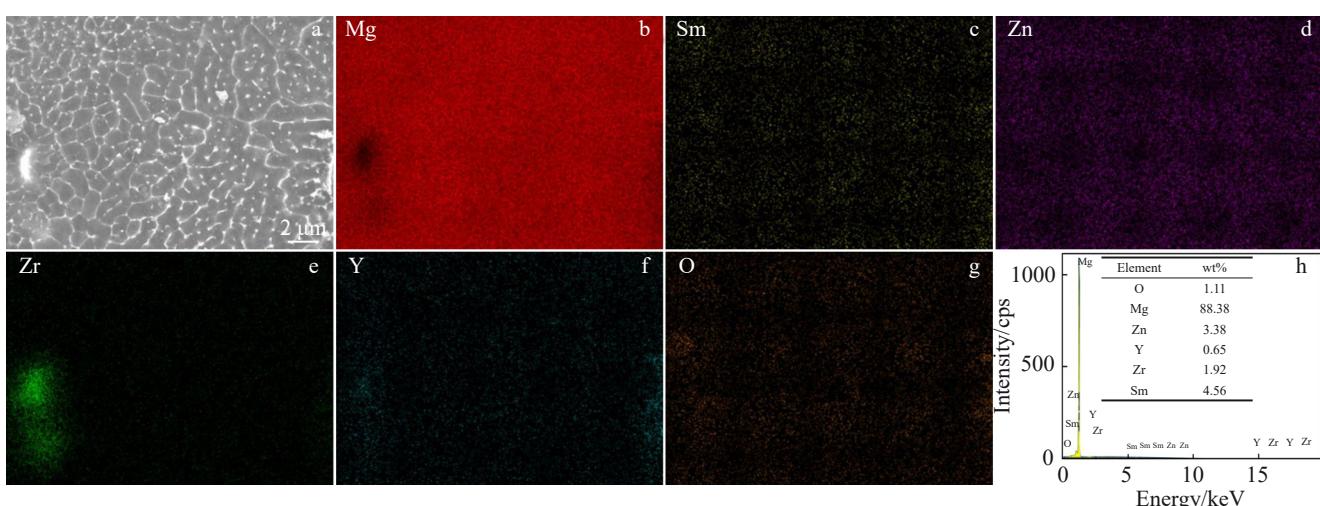


图8 原位合金化试样上XY面晶界SEM照片和EDS分析

Fig.8 SEM image (a), EDS mappings (b-g) and EDS results (h) of XY-plane grain boundary of in-situ alloyed sample

产生的非常高的温度梯度有助于形成强烈的马兰戈尼对流,从而改善了熔池中合金元素的均匀分散。从图8中可以看出晶粒形态主要为细小的等轴晶粒,在上表面(XY面)没有观察到多的柱状晶粒。

稀土元素Y在熔池边界处易与Zr元素富集,主要形态为团絮状。这是因为在粉末层的激光熔化过程中,层间夹角为67°时每个粉层都会受到不同的热流方向的重熔,且熔池为传导性熔池,这可以促进熔池边界的扩散和这些微体积中元素的溶解,因此Y-Zr-O稀土氧化物主要出现在熔池边界处。元素Zr的存在形式除了形成Y-Zr-O的稀土氧化物还有2种,一种是以单质颗粒的形式分布在晶粒边界,但因为粉末粒度分布较宽,形态不全为球状亮白色颗粒;一种为均匀分散在Mg基体中。Sm元素和Zn元素基本均匀分布在晶界处。O元素在基体里均匀分布,且含量很低,主要是因为由于Y、Zr元素具有很高的亲氧力,形成的氧化物的稳定性高于氧化镁,这在一定程度上保护了镁基体。

图9为原位合金化样品晶界处的线扫描图。从图中可以看出,在晶界处Sm、Zn元素急剧增加,Mg元素含量减少,而Y元素由于亲氧性主要与Zr元素形成稀土氧化

物,在晶界处形成贫Y共晶相,这与之前对于SLM稀土镁合金样品的研究是一致的。所以根据现有SLM Mg-Y-Sm-Zn-Zr合金的研究和推测^[2-3],确定晶界处依旧为(Mg,Zn)₃(Y,Sm),与预合金粉末成形试样的结果相同,这一点与XRD的结果一致。

3.7 SLM原位合金化Mg-Y-Sm-Zn-Zr合金的显微硬度

图10为扫描速度为300 mm/s时不同激光功率下原位合金化成形试样的显微硬度。从图10可以看出,试样的显微硬度随着激光功率的增大先增大后减小,在80 W时最大为98.97 HV,100 W时下降到82.24 HV。在过低或过高的激光功率时,显微硬度都很低,主要是因为试样此时出现孔隙裂纹、未熔化颗粒、氧化等问题,降低了试样的致密度,增大了孔隙率,使得材料表面强度下降,而显微硬度测试时,压头连续压在试样表面,导致了硬度的下降。

原位合金化成形试样的显微硬度在最大致密度时($P=80\text{ W}$, $V=300\text{ mm/s}$)显微硬度大于铸态的显微硬度(81.5 HV),与预合金样品最佳参数下的显微硬度(105 HV)相差不多^[2]。这可能是因为元素分布不均匀引起元素富集区之间的热膨胀系数不匹配,使基体在凝固后产生高密度的位错和残余应力,降低了材料的强度^[35]。

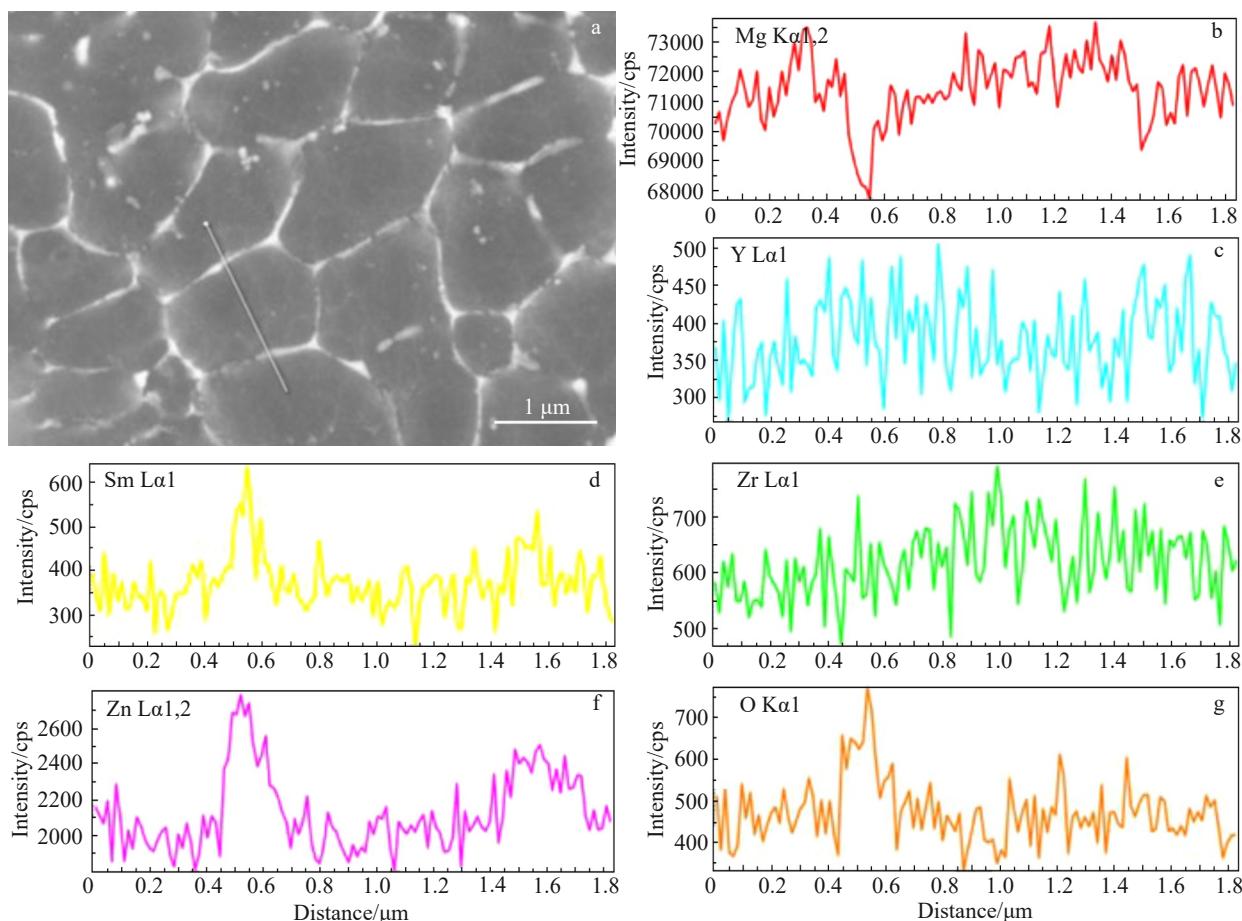


图9 原位合金化试样晶界SEM照片及对应的线扫描图

Fig.9 SEM image (a) and corresponding line scan results (b–g) of grain boundary of in-situ alloyed samples

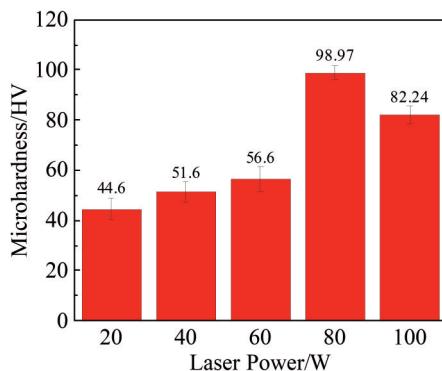


图10 扫描速度为300 mm/s时不同激光功率下原位合金化试样的显微硬度

Fig.10 Microhardness of in-situ alloyed samples under different laser powers at $V=300$ mm/s

4 结 论

1)单道次熔道在扫描速度(V)为300 mm/s下,激光功率(P)为60和80 W可获得稳定表面光滑的熔道。随着 P 的增大,熔池深度和宽度逐渐变大,在100 W时熔池变为匙孔模式,其他情况熔池均为传导模式。

2)原位合金化块体样品的致密度随着能量密度(E)的增加而升高,在 E 为166.6 J/mm³($P=80$ W, $V=300$ mm/s)时试样的致密度达到最高为98.71%。试样的表面形貌与致密度有着相同的规律,在致密度高时,孔隙和未熔颗粒最少。

3)原位合金化样品的物相是由Mg基体、Y-Zr-O稀土氧化物和共晶相(Mg,Zn)₃(Y,Sm)组成,微观组织多为细小的等轴晶。在最大致密度时原位合金化成形试样的显微硬度(98.97 HV)略小于预合金粉末成形试样(105 HV)。

参考文献 References

- [1] You S H, Huang Y D, Kainer K U et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2017, 5(3): 239
- [2] Wang W L, He L, Yang X et al. *Materials Science and Technology*[J], 2021, 37(2): 174
- [3] Wang W L, He L, Yang X et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 868: 159107
- [4] Zhang L C, Attar H. *Advanced Engineering Materials*[J], 2016, 18(4): 463
- [5] Li Y L, Gu D D. *Materials & Design*[J], 2014, 63: 856
- [6] Gu D D, Meiners W, Wissenbach K et al. *International Materials Reviews*[J], 2012, 57(3): 133
- [7] Manakari V, Parande G, Gupta M. *Metals*[J], 2017, 7(1): 2
- [8] Yang Guang(杨光), Wang Congwei(王琮玮), Wang Congyu(王琮瑜) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2022, 51(6): 2167
- [9] Bosio F, Manfredi D, Lombardi M. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 904: 164079
- [10] Zeng Z R, Salehi M, Kopp A et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2022, 10(6): 1511
- [11] Borkar T, Gwalani B, Choudhuri D et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 116: 63
- [12] Mosallanejad M H, Niroumand B, Aversa A et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 872: 159567
- [13] Liu Qi(刘齐), Zhang Meng(张萌), Fu Leqi(付乐琪) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(11): 3919
- [14] Wang H, Luo H L, Chen J Q et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 182: 111526
- [15] Wang J, Wang Y C, Su Y T et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 830: 142296
- [16] Ke Jing(柯静), Guo Lintong(郭林通). *Materials China(中国材料进展)*[J], 2024, 43(4): 336
- [17] Wang W L, Yang X, Wang K K et al. *Materials Today Communications*[J], 2021, 28: 102517
- [18] Qin P, Liu Y, Sercombe T B et al. *ACS Biomaterials Science & Engineering*[J], 2018, 4(7): 2633
- [19] Mantri S A, Banerjee R. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 23: 86
- [20] Wang P, Deng L, Prashanth K G et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 735: 2263
- [21] Vora P, Mumtaz K, Todd I et al. *Additive Manufacturing*[J], 2015, 7: 12
- [22] Zhang Hao(张浩), Hou Yaqing(侯雅青), Wang Xuandong(王炫东) et al. *Chinese Journal of Lasers(中国激光)*[J], 2023, 50(4): 7
- [23] Sun M, Wang B W, Zhang J X et al. *Intermetallics*[J], 2023, 156: 107866
- [24] Kang N, Li Y L, Lin X et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 771: 877
- [25] Martinez R, Todd I, Mumtaz K. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2019, 14(3): 242
- [26] Shuai C J, He C X, Feng P et al. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2018, 13(2): 59
- [27] Zhang B C, Liao H L, Coddet C. *Materials & Design*[J], 2012, 34: 753
- [28] Leleu S, Rives B, Bour J et al. *Electrochimica Acta*[J], 2018, 290: 586
- [29] Li Y L, Gu D D. *Additive Manufacturing*[J], 2014, 1–4: 99
- [30] Gunenthiram V, Peyre P, Schneider M et al. *Journal of Laser Applications*[J], 2017, 29(2): 022303
- [31] King W E, Barth H D, Castillo V M et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(12): 2915
- [32] Matilainen V P, Piili H, Salminen A et al. *Physics Procedia*[J], 2015, 78: 377
- [33] Esmaily M, Zeng Z, Mortazavi A N et al. *Additive Manufacturing*[J], 2020, 35: 101321
- [34] Gangireddy S, Gwalani B, Liu K et al. *Additive Manufacturing*[J], 2019, 26: 53
- [35] Wang J C, Liu Y J, Liang S X et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2022, 105(10): 1

In-situ Alloying Forming Process of Mg-Y-Sm-Zn-Zr Alloy

Dong Guowen, Wang Wenli, Zhao Di, Li Haoyang

(College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: In-situ alloying employs compositional design to mix commercially available powders in specific ratios as feedstock for fabricating alloy components by selective laser melting (SLM), potentially addressing challenges in preparation of pre-alloyed powder. Melt-track and bulk samples of multi-component rare-earth Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr magnesium alloy were fabricated by SLM in-situ alloying method using Mg, Y, Sm, Zn, and Zr commercial powders as raw materials. The formability, relative density, surface morphology, microstructure and microhardness of the samples under different process parameters were investigated and compared with those of the pre-alloyed powder formed samples. The results show that single melt-track can obtain a stable and smooth melt-track at a laser power of 80 W, and the melt pool is in conduction mode. The bulk sample has the maximum relative density of 98.71% at a laser power of 80 W, and a scanning speed of 300 mm/s, with the fewest pores and unmelted particles and a microhardness of 98.97 HV. The phase composition of the in-situ alloyed samples is composed of Mg matrix, Y-Zr-O rare-earth oxides, and eutectic phase $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$, and the microstructures are mostly fine equiaxed grains.

Key words: rare-earth magnesium alloys; in-situ alloying; formability; single melt-track; relative density

Corresponding author: Wang Wenli, Ph. D., Professor, College of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: wangwl@nwpu.edu.cn