

AZ91D 变形镁合金激光焊接头的微观组织与机械性能

丁文兵¹ 童彦刚¹ 邓德安¹ 朱飞² 冉洋²

(¹重庆大学材料科学与工程学院, 重庆 400045; ²重庆市光学机械研究所, 重庆 401123)

摘要 对 6.3 mm 厚 AZ91D 变形镁合金进行 CO₂ 激光对接焊试验, 激光功率为 3500 W, 焊接速度为 2.5 m/min, 离焦量为 +2 mm, 氩气流量为 10 L/min, 并采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和电子万能拉伸试验机考察接头的微观组织、拉伸性能和接头的断口形貌。结果表明: 在此工艺参数下, 接头焊缝成形良好; 焊缝区由细小的 α -Mg 等轴晶基体组织和沿晶界分布的 β -Mg₁₇Al₁₂ 组成, 但存在微观气孔和微裂纹等缺陷; 部分熔化区宽度很窄, 为 50 ~ 80 μ m, 靠近焊缝区一侧晶粒局部熔化, 靠近母材一侧晶粒未熔化; 接头抗拉强度(UTS)为 232 MPa, 延伸率约为 6%, 分别为母材的 90% 和 25%; 接头在焊缝区断裂, 断口形貌表明为韧脆混合断裂。

关键词 激光技术; 材料; 变形镁合金; 激光焊接; 微观组织; 机械性能

中图分类号 TG457.19 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201441.0203003

Microstructure and Mechanical Properties of Laser Welded AZ91D Wrought Magnesium Alloy

Ding Wenbing¹ Tong Yangang¹ Deng Dean¹ Zhu Fei² Ran Yang²

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

² Chongqing Institute of Optics and Mechanics, Chongqing 401123, China

Abstract AZ91D wrought magnesium alloy plates, with thickness of 6.3 mm, are welded by a CO₂ laser beam with a laser power of 3500 W, welding speed of 2.5 m/min, defocusing of +2 mm and a constant argon gas flow of 10 L/min. The microstructure, tensile properties and fracture morphology of the joint are investigated. The results show that a favorable weld can be obtained. The fusion zone consists of finer α -Mg equiaxed matrix and β -Mg₁₇Al₁₂ precipitates distributed along the grain boundaries with pores and microcracks frequently found. The width of the partly melted zone is very narrow, about 50 ~ 80 μ m, and the grains near the fusion zone are locally melted while those near the base metal are not. Tensile results indicate that the ultimate tensile strength (UTS) and elongation of the joint are respectively 232 MPa and 6%, about 90% and 25% of that of the base metal. The final fracture of the joint occurs at the center of the fusion zone and the fracture morphology shows a combination of brittle and ductile features.

Key words laser technique; materials; wrought magnesium alloy; laser welding; microstructure; mechanical properties

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引言

镁合金被认为是能够有效实现结构减重、节能减排的工程材料之一, 因此其在航空航天、轨道交通、汽车摩托车等行业中有着广阔的应用前景。但镁合金的焊接问题一直是制约其行业大规模工程应用的技术瓶颈之一。所以研究高效可靠的镁合金焊接方法显得日趋重要。现阶段适用于镁合金的焊接

方法主要有钨极氩弧焊、熔化极惰性气体保护焊、激光焊和搅拌摩擦焊等。钨极氩弧焊等传统焊接方法焊接镁合金时, 工件极易与空气中的氧、氮等元素反应, 形成元素烧损和焊缝氧化物夹渣等缺陷, 降低接头的力学性能^[1-2]。由于镁合金的线膨胀系数和热导率较大, 传统焊接方法热输入高, 导致接头热影响区宽, 晶粒粗大, 存在局部熔化现象, 从而降低接头

收稿日期: 2013-07-15; **收到修改稿日期**: 2013-09-21

基金项目: 国际科技合作计划(2010DFR50010)、重庆市国际科技合作计划(2011GZ0051)

作者简介: 丁文兵(1989-), 男, 硕士研究生, 主要从事金属焊接工艺及数值模拟等方面的研究。

E-mail: dingwenbing1989@126.com

导师简介: 童彦刚(1959-), 男, 博士, 副教授, 主要从事金属焊接工艺等方面的研究。E-mail: ygtong@126.com

强度。大量试验证明减小热影响区是提高接头强度的重要途径之一^[3-5]。激光焊能量集中,焊接速度快,焊接热输入小,因此接头的热影响区很窄,可有效提高接头强度。

目前关于镁合金激光焊的报道大都集中于对 AZ31 和 AZ61 镁合金的微观组织和机械性能的研究^[6-9],而关于 AZ91D 镁合金激光焊接的研究还很少^[10-12]。刘军等^[10]利用光纤激光器进行 AZ91D 镁合金的激光焊接试验,研究了接头的微观组织。单际国等^[11]进行了砂铸 AZ91D 镁合金的激光焊接试验,研究了镁合金在激光焊接过程中的氢的行为与气孔防治技术。Marya 等^[12]采用 Nd:YAG 激光器对 AZ91D 镁合金进行了焊接,研究了激光工艺参数对接头微观组织的影响。

近年来 AZ91D 镁合金在火箭壳体、高速列车车厢和汽车轮毂等高强度零部件和结构制造中潜力巨大,因此对该材料的研究可以为工程应用提供理论指导。基于此,本文对 AZ91D 变形镁合金进行激光焊接试验,研究接头的微观组织和力学性能。

2 试验材料及方法

试验材料为 AZ91D 变形镁合金板材,其化学成分如表 1 所示。试板尺寸为 60 mm×60 mm×6.3 mm。采用平板对接接头,不加填充焊丝,试板背部加垫板,单面焊双面成型,焊接方向垂直于板材的轧制方向。采用侧吹氩气的方式保护焊缝,保护气体为 99.99% 的高纯氩气。焊前将两试板对接面铣去约 0.2 mm,以去除对接面氧化层和利于装配;再用钢丝刷清理、丙酮擦拭后,用工装夹具将试板刚性固定,并保证对接间隙小于 0.2 mm。试验参数如下:激光功率为 3500 W,焊接速度为 2.5 m/min,离焦量为+2 mm,氩气流量为 10 L/min,侧吹角度为 50°。

表 1 AZ91D 的化学成分(质量分数,%)

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

Mg	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Fe
Bal.	9.00	1.0	0.13	0.05	0.03	0.005

焊接设备采用 Rofin (Model: DC045) CO₂ 板式激光器,该激光器最大输出功率为 4500 W,激光连续输出,波长为 10.6 μm,聚焦光斑直径约为 0.4 mm,焦距为 200 mm,如图 1 所示。焊接完成后,截取金相试样进行金相观察,根据 ISO6892-1-2009 截取拉伸试样(见图 2),进行拉伸试验,并借助扫描电镜 (SEM)观察断面形貌。



图 1 试验设备

Fig. 1 Experiment equipment

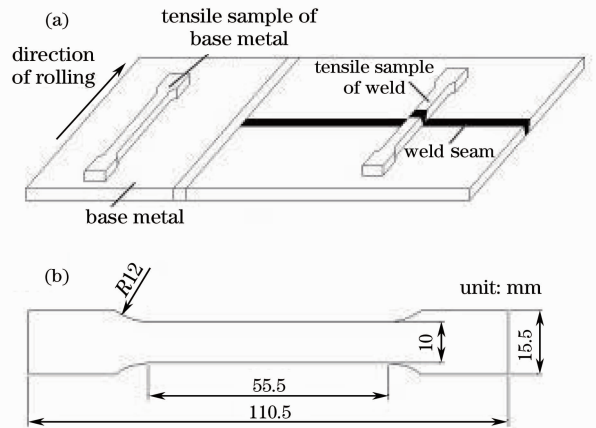


图 2 拉伸试样的(a)示意图和(b)尺寸

Fig. 2 (a) Schematic diagram and (b) dimension of tensile specimens

3 结果与分析

3.1 接头宏观形貌

图 3(a)、(b)所示分别为 AZ91D 镁合金激光焊

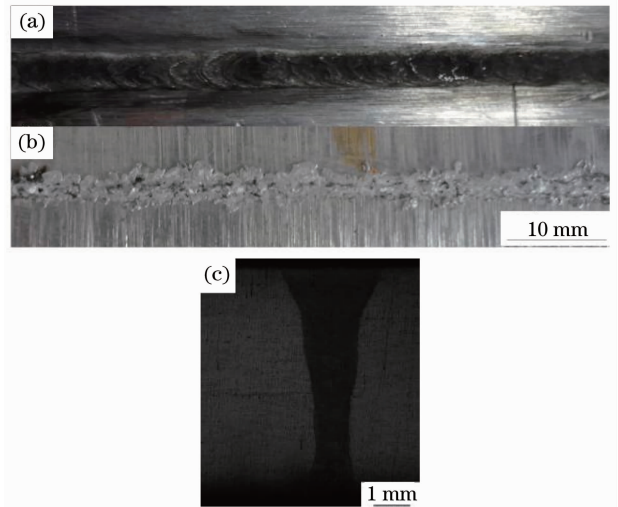


图 3 焊缝宏观形貌。(a) 上表面;(b) 下表面;(c) 横截面

Fig. 3 Weld appearance. (a) Face side; (b) back side; (c) cross-section

接头上、下表面焊缝的宏观形貌。其中焊缝上表面成型良好,鱼鳞状波纹清晰可见,无明显宏观气孔、裂纹等缺陷;下表面可见飞边,是由于下表面未加保护气,而采用背部垫板强制成型所致。图 3(c)所示为焊缝横截面的宏观形貌。由图可见,焊缝区组织连续、均匀,无小尺寸宏观气孔和裂纹缺陷。整个焊缝深宽比大,呈典型的、狭窄的“杯”状,这是由于激光的能量密度很高,对材料的加热较集中,焊接过程中熔池形成了稳定的“小孔”效应所致。

3.2 接头微观组织

AZ91D 镁合金激光焊接头各区域的微观组织形貌如图 4(a)所示,从中心向两侧可将接头大致分成以下区域:焊缝区(WZ)、部分熔化区(PMZ)和母材(BM)。

图 4(b)为母材在光学显微镜下的组织形貌。由图可见,母材为轧制态组织,无铸态气孔和微裂纹

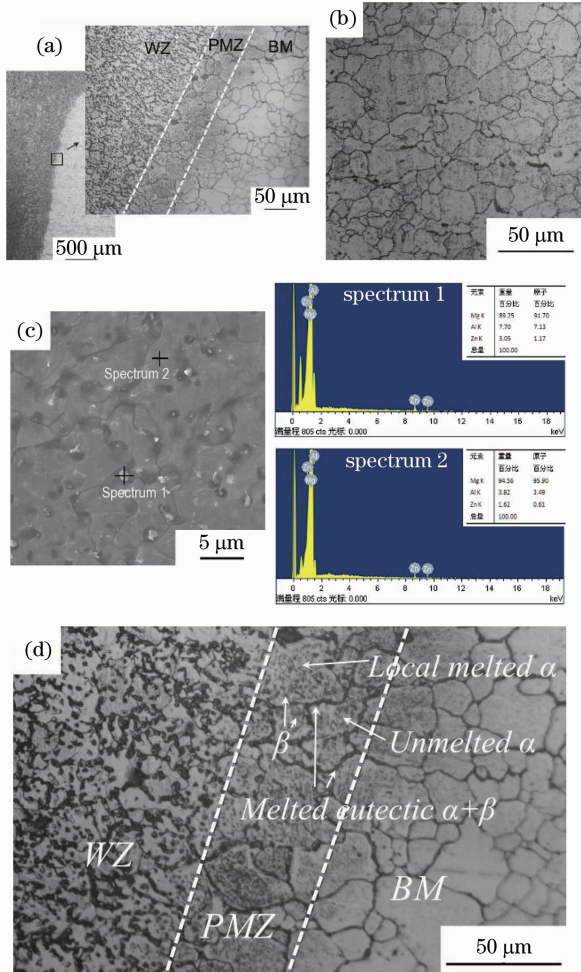


图 4 (a)接头微观组织; (b)母材; (c)焊缝区; (d)部分熔化区

Fig. 4 (a) Microstructures of the joint; (b) BM; (c) WZ; (d) PMZ

等缺陷。晶粒大小不均匀,在较大晶粒的周围分布着一些细小的再结晶组织,晶界处无第二相析出。

图 4(c)为焊缝扫描电镜组织形貌。由图可知,焊缝区基体组织为致密、均匀的等轴晶,细小的析出相沿基体晶界均匀分布。图中浅色为 β -Mg₁₇Al₁₂析出相,深色主要为 α -Mg 相,浅色的粒状 β 相“镶嵌”在 α 相基体上。基体 α 相晶粒尺寸为 8~15 μm (较母材而言,已明显细化)。这是由于激光焊接能量集中,焊接速度快,焊接热输入小,冷却速度快,熔池熔融金属在冷却时形成较大的过冷度,焊缝液态金属中生成大量的 α -Mg 晶核,而这些晶核的长大空间受到彼此的制约;除此之外,AZ91D 镁合金中含较多晶粒细化元素 Al,也大大限制了晶粒的长大。

图 4(d)为接头部分熔化区的显微组织形貌。由图可知,部分熔化区宽度很窄,为 50~80 μm ,无孔洞和微裂纹等缺陷;靠近焊缝区一侧 α -Mg 晶粒出现了部分熔化,而靠近母材一侧 α -Mg 晶粒未熔化;在 α -Mg 晶界处有连续 $\alpha + \beta$ 共晶相析出,在 α -Mg 晶内有颗粒状 β -Mg₁₇Al₁₂相析出。这是因为靠近焊缝区一侧温度较高,处于液相点和共晶温度之间,由 Mg-Al 合金二元相图(图 5)可知,此温度区间为半熔化区,所以 α -Mg 晶粒会发生部分熔化;而靠近母材一侧温度较低,处于共晶点以下, α -Mg 晶粒不会熔化。温度下降至共晶点时,半熔化区的液相发生共晶反应:



生成的 $\alpha + \beta$ 共晶相即沿晶界析出。随着温度继续下降,颗粒状的 β -Mg₁₇Al₁₂相即从 α -Mg 相析出。

图 6(a)为焊缝中观察到的微观气孔缺陷,其中上部气孔近似呈圆形,而下部气孔呈不规则形状。其形成机制如下:

1) 上部气孔。此气孔特征为截面轮廓形状近似呈规则的圆形,内壁光滑,无金属液冲刷痕迹。这

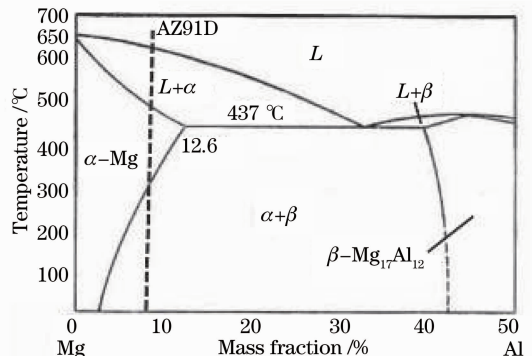


图 5 Mg-Al 二元相图(部分)

Fig. 5 Mg-Al binary phase diagram (partial)

符合氢气孔的特征^[13]。

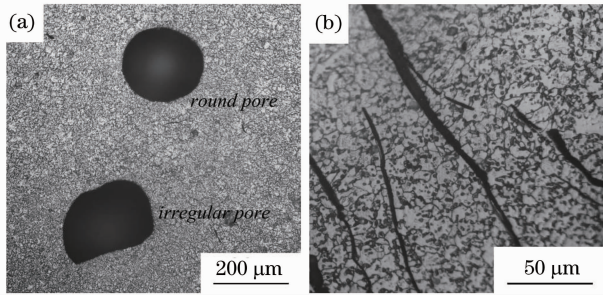


图 6 (a) 微观气孔;(b) 微裂纹

Fig. 6 (a) Micropores; (b) microcracks

关于氢的来源,可简单描述为



其中 H_2O 可能来自于母材的不干燥、未除尽氧化膜吸附的水分以及周围空气或保护气中水分的溶入。

激光焊接时,焊缝金属经历了从熔化到凝固两个过程。由图 7 所示的 Mg-H 相图同实验值的比较(0.1 MPa条件下)^[14]可知,在熔化过程中,当温度升到 560.7 K 时,将发生 $\text{MgH}_2 \rightarrow \text{Mg} + \text{H}_2$ 反应, MgH_2 中原子 H 转变成 H_2 ;温度继续升高至 922.8 K 时,焊缝区金属熔化,形成熔液。此时, H 在镁熔液中的溶解度陡增,增幅约为 60%。当焊缝金属凝固时,由于 H 在镁中的溶解度陡降 60%,H 便从镁合金熔液中析出,聚集到凝固前沿,形成富 H 区,直至达到过饱和状态,便以气泡形式析出。激光焊接热输入小,焊缝金属冷却速度快,过冷度大,在凝固时焊缝区会形成大量的晶核。析出的氢气泡在上浮逸出时,焊缝区晶核、枝晶也在不断长大,若枝晶的生长速度大于氢气泡的上浮逸出速度,当多个枝晶交

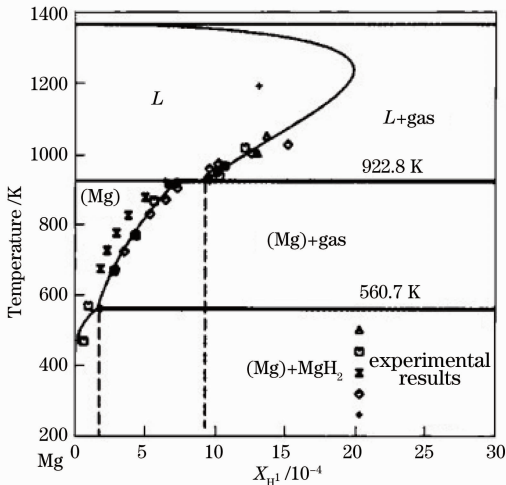


图 7 计算得到的 Mg-H 相图同实验值的比较^[14]

Fig. 7 Comparison between Mg-H phase diagram calculated and the experimental value^[14]

错生长时,氢气泡的上浮通道便会被已凝固的枝晶堵住而无法逸出,从而在枝晶间形成气孔,即“氢致气孔”。另外,氢气泡的体积一般较小,气泡外表面受到液态金属的作用力(浮力、流体作用力等)相对平衡,所以氢致气孔基本上为球体或近似球体,截面轮廓为圆形或近圆形^[15]。

2) 下部气孔。下部气孔形状不规则,焊接过程中出现的不规则形状气孔主要有两种可能:深熔焊时小孔不稳定导致不规则气孔产生和多个小气孔合并时所形成的不规则形状大气孔。后者主要发生在压铸镁合金中,且气孔尺寸较大(大于 0.2 mm),内壁有“气体通道”和金属冲刷痕迹,截面轮廓多为蠕虫状或近似椭圆状。显然,试验中下部气孔不符合上述特征。因此,推测下部不规则气孔为激光深熔焊时小孔不稳定所导致。

激光深熔焊时会形成深熔小孔,维持小孔稳定需要保持材料蒸气压力与小孔表面张力、静压力和液体流动阻力之间的平衡。平衡式为^[16]

$$P_0 = 2\sigma/R_z + \rho g z + P(f), (3)$$

式中 σ 为液-气界面的表面张力, R_z 为熔池表面的曲率半径, g 为重力加速度, z 为熔池的下陷深度, $P(f)$ 为液体流动阻力产生的压力。由于材料表面不平整以及两对接面高度不一致,在焊接时进入熔池的金属量也随时变化,使得材料的蒸气压力随时变化,进而导致维持小孔平衡的条件破坏,此时小孔频繁关闭,这又导致了熔池的剧烈振荡,使得熔池卷入了小孔凹槽内的金属蒸气或保护气等,最终在冷却时形成气孔。另外,由于熔池剧烈波动时金属液流动复杂,卷入的气孔受到的作用力不平衡,因此气孔截面轮廓呈不规则的形状。

图 6(b) 所示为焊缝中的微裂纹缺陷。由于 AZ91D 镁合金中 Al 元素含量较高,导致其凝固结晶温度范围变宽,结晶沿晶界析出的低熔点 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相也较多;在焊接条件下的非平衡结晶过程中,这些在焊缝区晶界处的低熔点析出相很容易在焊缝内部的拉应力的作用下被“拉开”,进而形成微裂纹。Lin 等^[9]在对 AZ31 和 AZ61 镁合金进行激光焊接时,发现 AZ31 镁合金接头焊缝区无微裂纹缺陷,而在 AZ61 镁合金接头焊缝区发现了微裂纹源。这证明了较高含量的 Al 元素会促使接头中微裂纹的产生,也说明 AZ91D 镁合金焊接接头对微裂纹(热裂纹)敏感。

3.3 拉伸试验

将接头试样铣去余高,用砂纸打磨光滑平整后,

进行常温拉伸实验。图 8 为母材和在上述条件下焊得的接头拉伸应力-应变图。接头最终的宏观断裂发生在焊缝区,如图 9 所示。图 10 为断口 SEM 形貌。由图 8 可知,母材抗拉强度(UTS)为 258 MPa,延伸率为 25%。接头的抗拉强度可达 232 MPa,约为母材值的 90%,延伸率为 6%,约为母材值的 1/4。接头以脆性断裂为主,塑性变形量很少。由图 10 可以看出断口形貌呈现出一定的脆性,局部存在韧窝形貌,表明接头是以脆性断裂为主的韧脆混合断裂。接头强度轻微降低是由于焊缝晶粒明显细化,再加上有一定量的 β 相在晶内弥散析出,提高了接头的强度。而接头塑性大幅度下降是由于接头焊缝区存在气孔和微裂纹缺陷,且微裂纹是主要原因。

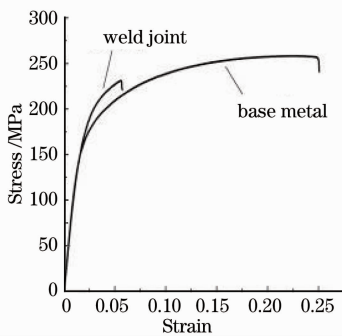


图 8 接头拉伸应力-应变图

Fig. 8 Tensile stress-strain curve of the joint

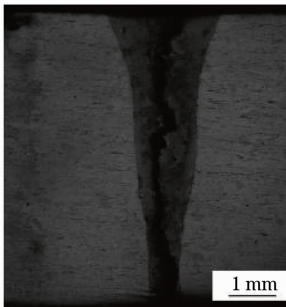


图 9 接头的断裂位置

Fig. 9 Failure location of the joint

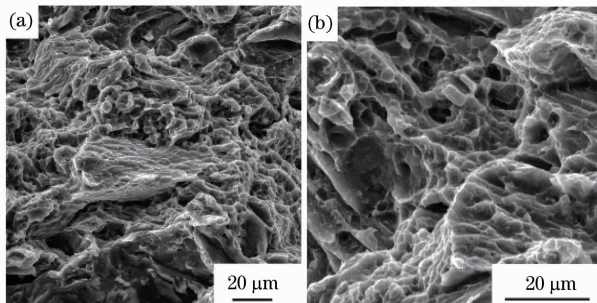


图 10 接头断口 SEM 照片

Fig. 10 SEM images of joint fracture surface

4 结 论

1) 激光功率为 3500 W,焊接速度为 2.5 m/min、离焦量为 +2 mm 和氩气流量为 10 L/min 时,接头成型良好。接头抗拉强度达到 232 MPa,为母材值的 90%,延伸率为 6%,约为母材值的 1/4。接头在焊缝区断裂,断口形貌表明接头为韧脆混合断裂。

2) 接头焊缝区由细小的 α -Mg 等轴晶基体组织和沿晶界均匀分布的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相组成,且存在微观气孔和微裂纹等缺陷;部分熔化区宽度很窄,为 50~80 μ m,靠近焊缝区一侧晶粒局部熔化,靠近母材一侧晶粒未熔化。

3) 焊缝区存在两种不同类型的气孔:“氢致气孔”和深熔焊时小孔不稳定所致气孔。接头强度轻微降低主要是因为焊缝区晶粒细化;而接头塑性大幅降低是因为焊缝区存在气孔和微裂纹缺陷,其中微裂纹是主要原因。

参 考 文 献

- 1 M Marya, G R Edwards, S Liu. An investigation on the effects of gases in GTA welding of a wrought AZ80 magnesium alloy[J]. *Welding Journal*, 2004, 83(7): 203-212.
- 2 Zhang Zhaodong, Liu Liming, Wang Lai. Microstructure feature analysis of activating TIG welded joints[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2004, 25(4): 55-58.
张兆栋,刘黎明,王来. 镁合金活性 TIG 焊接接头组织特征分析[J]. *焊接学报*, 2004, 25(4): 55-58.
- 3 Tianping Zhu, Zhan W Chen, Wei Gao. Microstructure formation in partially melted zone during gas tungsten arc welding of AZ91 Mg cast alloy[J]. *Materials Characterization*, 2008, 59(11): 1550-1558.
- 4 S H Wu, J C Huang, Y N Wang. Evolution of microstructure and texture in Mg-Al-Zn alloys during electron-beam and gas tungsten arc welding [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(8): 2455-2469.
- 5 A Munitz, C Cotler, A Stem, *et al.*. Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 302(1): 68-73.
- 6 G Padmanaban, V Balasubramanian. Effects of laser beam welding parameters on mechanical properties and microstructure of AZ31B magnesium alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(9): 1917-1924.
- 7 Tan Caiwang, Li Liqun, Chen Yanbin, *et al.*. Characteristics of fiber laser and CO₂ laser welding of AZ31B magnesium alloys[J]. *Chinese J Lasers*, 2011, 38(6): 0603015.
檀财旺,李俐群,陈彦宾,等. AZ31B 镁合金的光纤激光与 CO₂ 激光焊接特性[J]. *中国激光*, 2011, 38(6): 0603015.
- 8 Wei Chengcheng, Huang Jian, Dai Jun, *et al.*. Analysis of laser-welded joint of dissimilar magnesium alloys AZ31 and NZ30K[J]. *Chinese J Lasers*, 2011, 38(12): 1203002.
魏成澄,黄坚,戴军,等. 异种镁合金 AZ31 与 NZ30K 激光焊接接头分析[J]. *中国激光*, 2011, 38(12): 1203002.
- 9 Chun-Ming Lin, Hsien-Lung Tsai, Chang-Lin Lee, *et al.*. Evolution of microstructures and properties of magnesium alloy weldments produced with CO₂ laser process[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 548: 12-18.

- 10 Liu Jun, Dong Junhui, Shinozaki K. Microstructure characteristics of fiber laser welding for AZ91D Mg alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(s3): 202-204. 刘 军,董俊慧,Shinozaki K. 光纤激光焊接 AZ91D 镁合金接头微观组织特征[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(s3): 202-204.
- 11 Shan Jiguo, Zhang Jing, Zheng Shiqing, *et al.*. Experimental study on the reason of pore formation in laser welding of die-cast magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(8): 1006-1012. 单际国,张 婧,郑世卿,等. 镁合金激光焊气孔形成原因的实验研究[J]. 金属学报, 2009,45(8): 1006-1012.
- 12 M Marya, G R Edwards. Influence of laser beam variables on AZ91D weld fusion zone microstructure [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2002, 7(5): 286-293.
- 13 Zhang Jing, Shan Jiguo, Wen Peng, *et al.*. Formation regularity of pores during laser welding of die-cast magnesium alloys and its mechanism[J]. Chinese J Lasers, 2011, 38(6): 0603006. 张 婧,单际国,温 鹏,等. 压铸镁合金激光焊气孔形成规律及原因[J]. 中国激光, 2011, 38(6): 0603006.
- 14 K Zeng, T Klassen, W Oelerich, *et al.*. Critical assessment and thermodynamic modeling of the Mg-H system [J]. Int J Hydrogen Energ, 1999, 24(10): 989-1004.
- 15 Wang Xiangjie, You Guoqiang, Zhang Juncheng, *et al.*. Study on hereditary of pores in laser remelting of die casting AZ91D magnesium alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2012, 48(12): 1437-1445. 王向杰,游国强,张均成,等. 压铸 AZ91D 镁合金母材气孔在重熔过程的遗传性研究[J]. 金属学报,2012,48(12): 1437-1445.
- 16 Zuo Tiechuan. The Laser Welding of High Strength Aluminum Alloys[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2002. 27-28. 左铁钊. 高强铝合金的激光焊接[M]. 北京: 国防工业出版社, 2002. 27-28.

栏目编辑: 韩 峰