

镁合金激光焊接气孔问题的实验研究

单际国^{1,2}, 张 婧¹, 郑世卿¹, 陈武柱¹, 任家烈¹

(1. 清华大学, 北京 100084)

(2. 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘 要: 对变形镁合金 AZ31B、AZ80A, 砂铸镁合金 AM60B、AZ91D 及压铸镁合金 AM50A 激光焊接气孔倾向进行研究。研究表明: 变形镁合金激光焊气孔倾向很小, 在较宽的焊接工艺参数范围内均能得到无气孔的焊缝。砂铸镁合金 AM60B 及 AZ91D 激光焊时气孔对气体保护条件非常敏感, 在侧吹气体保护角度及流量选择不合适时气孔率非常高, 在优化的气保护条件下可得到气孔率较低的焊缝。而压铸镁合金 AM50 激光焊缝中气孔问题非常突出, 调整工艺参数无法解决气孔问题, 焊接过程中的加热及添加填充材料可以在一定程度上减少气孔。

关键词: 气孔; 激光焊接; 变形镁合金; 砂铸镁合金; 压铸镁合金

中图法分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)S3-234-06

镁合金在航空航天、汽车等对结构重量要求苛刻的高技术领域得到越来越广泛的应用^[1], 而镁合金的铸造、塑性变形等零部件的制造以及铸件缺陷的修补都离不开焊接。激光焊接作为一种高能密度焊接方法可以保证较小的热输入且能够对其精确控制, 可以缓解传统的 TIG 及 MIG 电弧焊镁合金时熔池塌陷、液化裂纹、大的残余应力及变形等问题^[1~6], 因此近年来国内外在镁合金激光焊领域的研究十分活跃^[7~18]。

虽然激光焊接镁合金时缓解了许多镁合金熔化焊接所特有的问题, 但气孔问题尚未得到解决。镁合金的低密度、液态时溶氢量多、结晶时氢溶解度的陡降以及激光焊接深而窄的焊缝形状等不利条件都使镁合金激光焊接气孔的防治非常困难。目前关于镁合金的激光焊接的研究大多集中在焊缝成形、显微组织及力学性能方面, 缺乏对镁合金激光焊气孔问题的系统研究。母材的化学成分、制造工艺以及焊接工艺参数对镁合金激光焊气孔倾向的影响尚不明了, 因此, 对镁合金激光焊气孔产生的机理、影响因素以及防治措施进行研究具有一定的学术意义和工程应用价值。

1 实 验

选用厚度为 4 mm 的 AZ31B、AZ80A 变形镁合金, 厚度为 3 mm 的 AM60B、AZ91D 砂铸镁合金以及厚度为 4 mm 的 AM50A 压铸镁合金板作为被焊接材料, 几种镁合金的化学成分如表 1 所示。实验采用美国 PRC 生产的 3 kW 快轴流 CO₂ 激光器进行焊接, 用氩

气对焊缝进行正、背面保护。实验前将试样表面采用机械及化学方法清洗并去除氧化膜。焊接完成后, 选取试样的典型部位截取焊缝横断面制作金相试样, 化学浸蚀后在 NEOPHOT32 大型金相显微镜下观察和拍照。基于 Matlab 软件编程对焊缝的横截面金相照片进行图像处理: 以合适的阈值形成二值图, 同时进行合适的膨胀运算、腐蚀运算、边界探测、区域填充等运算后通过边缘检测及面积提取计算气孔率(本研究中的气孔率是指焊缝横截面上气孔所占面积的百分比)。

表 1 不同牌号镁合金化学成分^[19]

Table 1 Chemical composition of magnesium alloys(wt%)

Alloys	Type	Mg	Al	Zn	Mn
AZ31B	Deformation	Bal.	3.0	1.0	0.20
AZ80A	Deformation	Bal.	8.5	0.5	0.12
AM60B	Sand-cast	Bal.	3.0	—	0.13
AZ91D	Sand-cast	Bal.	9.0	0.7	0.13
AM50A	Die-cast	Bal.	4.9	—	0.26

2 结果与讨论

2.1 气孔形成机理及气孔形成倾向

关于镁合金激光焊气孔的相关研究认为^[2,7,20,21], 镁是低熔点高蒸汽压的元素, 相比铝合金激光焊来说形成的小孔更加稳定, 因此小孔形气孔并不是造成镁合金激光焊气孔的主要原因。镁、锌等低熔点高蒸汽压元素蒸发导致的气孔也只在特定牌号及工艺下才会

收稿日期: 2009-07-14

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(50775124)和高等学校博士学科点专项科研基金项目(20060003070)

作者简介: 单际国, 男, 1965 年生, 博士, 清华大学机械工程系, 北京 100084, 电话: 010-62773798, E-mail: shanjg@tsinghua.edu.cn

大量出现^[22]。镁合金激光焊中的气孔主要是氢致气孔，镁合金中氢的溶解度在镁由液态转向固态的过程中有一个突变，溶解度降低 60%^[23]，即在镁合金凝固的过程中，当氢的析出量达到一定程度的时候，就会以气泡的形式析出，又会由于冷却速度过快，气泡来不及浮出就被凝固导致气孔产生。

对几种镁合金激光焊缝中的气孔进行观察，气孔断面大多呈现规则的圆形，且孔壁光滑，无小孔形气孔所特有的金属冲刷痕迹（图 1）。同时气孔壁未出现锌蒸发所呈现的银白色颗粒状孔壁，对气孔内壁的 EDS 分析中并没有检测到锌元素（图 1），也证实了镁合金激光焊气孔主要是氢气孔。

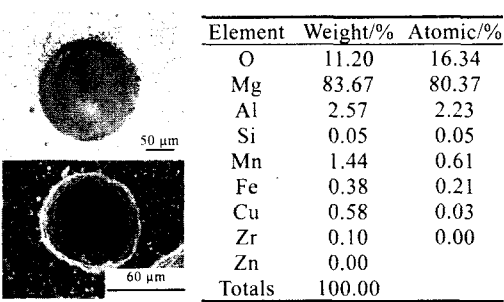


图 1 镁合金激光焊气孔
Fig.1 Pores in laser Welded magnesium alloys

镁合金激光焊氢气孔的形成主要与焊接过程中氢的行为紧密相关。熔池中的氢主要来源于母材中原始含氢量（原始小气孔、扩散氢以及母材表面吸附水）及焊接过程中由周围气氛中溶入的氢（取决于焊接工艺）。激光焊不存在吸水性强的弧柱区，因此熔池中的含氢量很大程度上取决于母材中原始含氢量（含分子氢和扩散氢）。

如图 2 所示，在优化的工艺参数（激光功率、焊接速度、正背面气保护角度及流量）下变形及砂铸镁合金均可获得气孔很少甚至无气孔的焊缝，而压铸镁合金即使在优化的工艺下气孔问题仍非常突出。在优化的工艺下，熔池的保护充分，焊接过程中溶入的氢较少，带来这种差别的主要原因是母材中的原始含氢量。制造工艺本身的特点决定了压铸镁合金母材初始含气量远远大于砂铸及变形镁合金，而砂铸镁合金含氢量高于变形镁合金。而在同种制造工艺下，化学成分也会影响气孔倾向（如图 2 中砂铸 AZ91D 气孔倾向大于 AM60B），根据 Mg-Al 二元相图，Al 含量的增加扩大了结晶温度区间，而在凝固的后期，树枝状的结晶相互连接形成一些闭合且有一定程度真空的小空间，析出的氢与这部分真空相合并造成气孔的产生。同时，Al 含量的增加使形成的 $Al_{12}Mg_{17}$ 增多，根据文献[4]， $Al_{12}Mg_{17}$ 相的溶氢量极低，这也会造成后期氢的析出，因此总的来说 Al 含量的增加提高了气孔倾向。

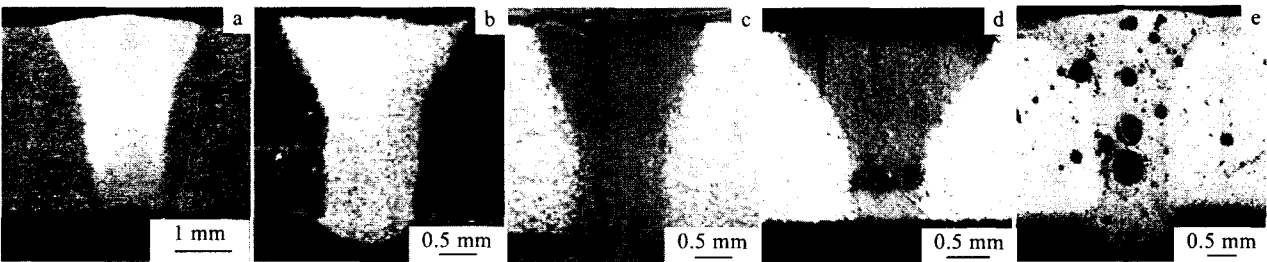


图 2 不同镁合金激光焊接优化工艺下焊缝横截面形貌
Fig.2 Morphology of transverse section of laser welds of various magnesium alloys with optimized parameters: (a) AZ31B wrought magnesium alloys, (b) AZ80A wrought magnesium alloys, (c) AM60B sand-cast magnesium alloys, (d) AZ91D sand-cast magnesium alloys, and (e) AM50A die-cast magnesium alloys

2.2 焊接工艺参数对气孔形成倾向的影响

由前面的实验结果可知，变形镁合金 AZ31B、AZ80A 及砂铸镁合金 AM60B 激光焊接气孔问题并不突出，可以在较大的工艺参数范围内得到无气孔的焊缝，因此以下主要对气孔倾向较大的砂铸镁合金 AZ91D 及压铸镁合金 AM50A 激光焊气孔率与工艺参数的关系进行研究。

2.2.1 气体保护条件的影响

砂铸镁合金 AZ91D 激光焊时在激光功率及焊接速度保持一定时改变正面保护气的侧吹角度(图 3)，焊缝中的气孔发生显著的变化(图 4)。

推测认为当保护气侧吹角度过大(45°及 60°)时，易形成紊流而将惰性保护气体卷入熔池中形成气泡，由于气泡中氢的分压 $P_{H_2}=0$ ，因此熔池中的氢将不断进

入气泡（图 5），这个过程直到气泡中氢分压增加到与熔池中氢的浓度符合 $[H] = K \sqrt{P_{H_2}}$ 关系时才达到平衡，而激光焊凝固速度快，形成的大气泡来不及逸出留在焊缝中形成气孔。侧吹角度过小时吹除等离子体效果变差会影响熔透状态，因此保证熔透且得到成形良好、低气孔率的焊缝需要正面保护气侧吹角度取合适的值。

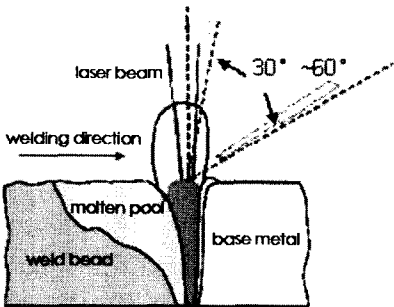


图 3 侧吹角度示意图
Fig.3 Diagram of side blown angle

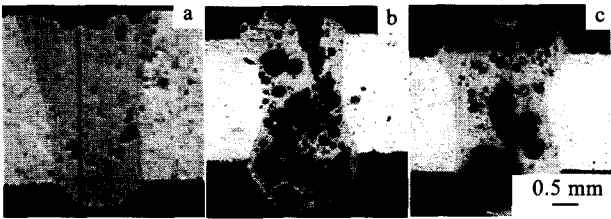


图 4 侧吹角度对 AZ91D 激光焊气孔的影响
Fig.4 Effect of side blown angle on pores of AZ91D laser welds
(a) 30°, (b)45°, and (c)60°

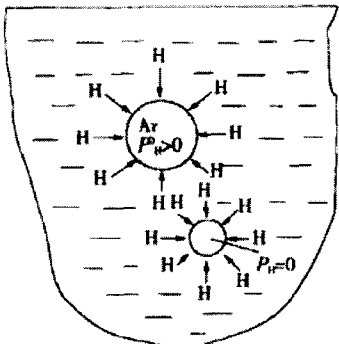


图 5 熔池中的氢向外来的惰性气泡迁移示意图^[24]
Fig.5 Diagram of migration of hydrogen from molten pool to foreign inert gas bubble

正面保护气不仅影响熔透状态、熔池的保护效果，同时气流对熔池的冲击也会影响焊缝表面成形，因此可调节的范围较小。在正面保护气侧吹角度、流量及其它焊接工艺参数都固定不变时，调整背部气保护流量值，在较小及较大气流量时焊缝中气孔率较高，而在气流量适中时可获得低气孔率的焊缝，如图 6 所示。分析认为这是由气保护流量过小或过大时都使保护效果变差，氧化加剧，促进氢气泡形核的氧化物基底增多所致。

对于含气量中等的砂铸镁合金来说，气保护流量的影响较大，而对于含气量低的变形镁合金，即使在背部没有保护，成形非常差的情况下气孔问题也不突出（图 7）。这可能是由于砂铸镁合金母材中原始含氢量相比变形镁合金来说较高，在保护条件较差时氧化膜易于作为气泡的形核基底，在熔池含氢量较高时易于析出气泡后形成气孔。

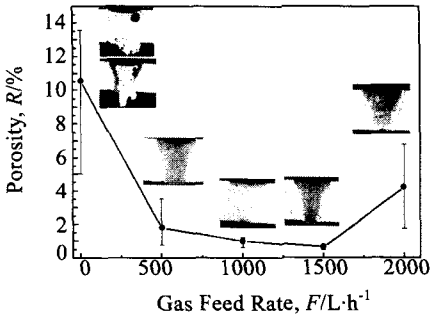


图 6 背部保护气流量对 AZ91D 激光焊缝气孔率的影响
Fig.6 Effect of back side shielding gas feed rate on porosity of AZ91D laser welds

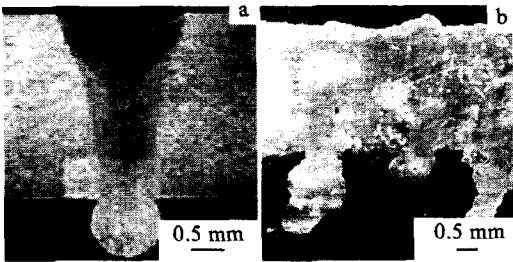


图 7 AZ31B 激光焊无背部气保护时焊缝横、纵截面形貌
Fig.7 Morphology of AZ31B laser welds when the back side shielding gas flux is zero: (a) transverse section and (b) longitudinal section

2.2.2 激光功率的影响

在其它条件不变时改变激光功率值，砂铸镁合金 AZ91D 激光焊缝气孔率没有明显的变化规律（图 8）。

对于压铸镁合金 AM50A，当激光功率非常小时，熔池小而浅，焊缝受热区域小，气孔率很低；而激光功率取较大值时，熔深较大时气孔率增大，而后随着激光功率的增加气孔率的变化规律不明显。只是当功率取较大值时，由于熔池受热区域增加，熔池宽度变大有利于气泡逸出，使气孔率有一定程度的下降（图 9），总的来说，激光功率对两种镁合金激光焊缝气孔率的影响均不如气体保护条件大。

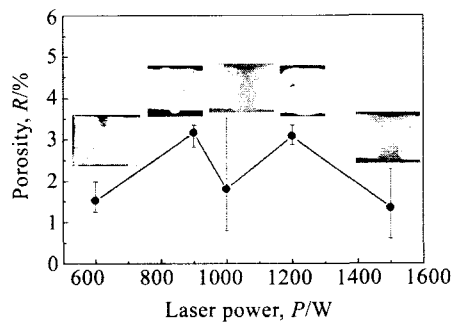


图 8 激光功率对 AZ91D 激光焊缝气孔率的影响
Fig.8 Effect of laser power on porosity of AZ91D laser welds

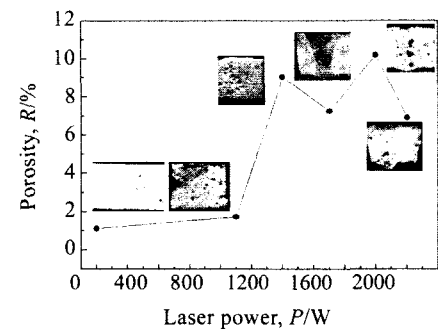


图 9 激光功率对 AM50A 激光焊缝气孔率的影响
Fig.9 Effect of laser power on porosity of AM50 laser welds

2.2.3 焊接速度的影响

如图 10 所示，砂铸镁合金 AZ91D 激光焊接时随着焊接速度的增大气孔率先减小后增大，这与焊接速度同时影响气泡的生长及逸出环节相关。

相比砂铸镁合金 AZ91D，焊接速度对压铸镁合金 AM50A 激光焊缝气孔率的影响更加显著(图 11)，在激光功率固定为 1500 W，焊接速度从 25 mm/s 减小到 15 mm/s 对应气孔率从 5.37%增大到 60.43%。焊接速度为 15 mm/s 时对应的焊缝正背面堆高很大，呈现出一种“发泡”的形貌。分析认为导致低焊速下气孔率显著增大可能是由以下两个原因造成：（1）焊接速度低，熔池在高温时停留时间长，引起的氢向气泡中的

扩散量增大从而使气孔率增大；（2）焊接速度低，保护气与液态熔池作用时间延长，致使熔池上、下表层由于气流的冷却作用先行凝固，气泡难以逸出，推挤半固态的焊缝金属从而呈现出“发泡”的现象。

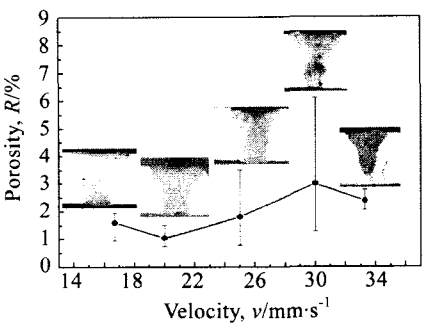


图 10 焊接速度对 AZ91D 激光焊缝气孔率的影响
Fig.10 Effect of velocity on porosity of AZ91D laser welds

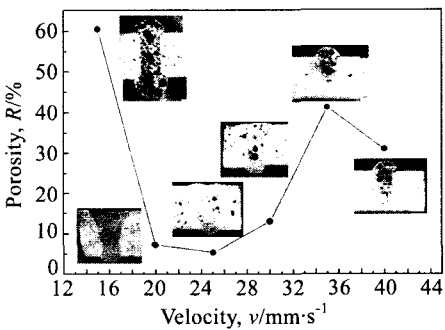


图 11 焊接速度对 AM50A 激光焊缝气孔率的影响
Fig.11 Effect of velocity on porosity of AM50 laser welds

2.3 气孔防止措施

采取优化激光焊接工艺可以基本上消除变形及砂铸镁合金激光焊缝中的气孔，但对于压铸镁合金气孔问题却并不能奏效，因此寻求缓解压铸镁合金激光焊的气孔问题的新方法是十分必要的。

2.3.1 随焊加热对气孔的影响

根据金属凝固期间气孔溶质的再分配理论^[24]，金属及合金在凝固界面向前推进时，通过分配作用，气体溶质在金属液中的浓度不断增加。即使液相中含有较少量的氢，在凝固的最后部位仍可因超过氢的溶解度而形成气孔，此时氢在液相中的“浓化”会促进新气泡的产生，同时氢不断向气泡中扩散导致气泡不断长大。如果能减小焊接区域的温度梯度，减小氢在液相中的“浓化”可能对减少焊缝中的气孔有一定的作用。

在激光功率（1500W）及气体保护条件不变的情

况下采用不同的速度进行焊接, 考察不同的随焊加热温度对气孔形成倾向的影响。如图 12 所示, 加热到 90 °C 时焊缝中的气孔没有明显的变化, 但加热到 140 °C 时焊缝中的气孔明显减少, 由于氢在固态镁中的扩散系数非常低, 镁的加热除氢到 200 °C 保温较长时间才能有明显的效果, 加热对扩散氢的去除作用应该不大, 气孔率的降低推测认为是由于加热使焊缝及周围区域温度梯度减小导致最后凝固的熔池金属中氢聚集程度减小所致。推测提高随焊加热的温度应该会使气孔率进一步减小。

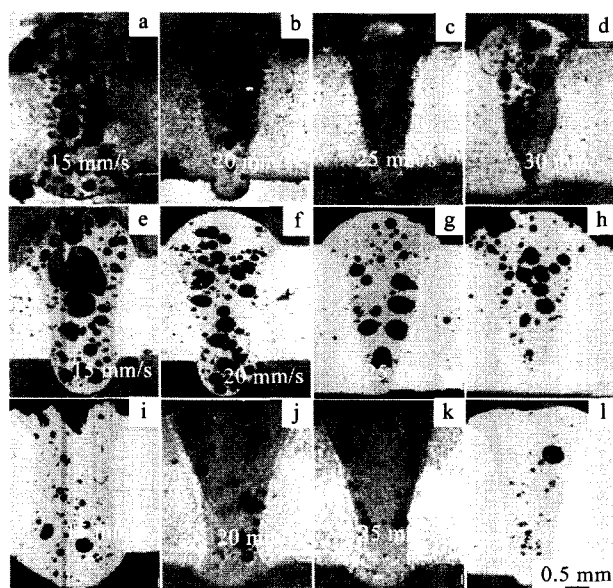


图 12 加热温度对 AM50 激光焊缝气孔率的影响

Fig.12 Effect of heating temperature on porosity of AM50A laser welds: (a, b, c, d) room temperature, without heating; (e, f, g, h) heating to 90 °C; and (i, j, k, l) heating to 140 °C

2.3.2 冶金措施

目前镁合金激光焊气孔问题的防止措施非常有限, 传统的工艺措施如加强保护、创造有利于气体逸出的条件、焊前清理及随焊加热对于母材内部原始含气量非常高的压铸镁合金都不能奏效。因此, 如果能利用一些冶金措施, 比如对焊缝中的氢进行稀释, 或是通过提高氢在镁中固溶度的方法来减少气孔不失为解决气孔问题的新思路。采用 AZ31B 变形镁合金与 AM50A 压铸镁合金激光对接焊, 得到的焊缝 (图 13) 中气孔率明显低于同样参数下 AM50A 同种材料对接焊缝 (图 14) 中的气孔率。如果单从稀释的角度来说, 气孔率应为同种材料对接焊缝中的一半, 但实际比一

半低得多。分析认为, 一是因为 AZ31B 母材本身含氢量少, 在熔池中氢的浓度被“稀释”使氢过饱和程度降低; 二是 AZ31B 中 Al 含量低, 合金对氢的固溶度增大, 同时凝固温度区间变窄所致。由图 13 还可看出, 焊缝中的气孔大部分位于靠近 AM50A 一侧, 这是由于异种材料焊接时在临近熔合区存在未均匀混合层^[25]使熔池中 AM50A 一侧氢浓度偏高。推测如果采用其它的稀释方式, 比如在焊接 AM50A 时填充含气量少、Al 含量低的镁合金焊丝会更加有利于熔池中的化学成分混合均匀, 从而更有利于减少气孔。

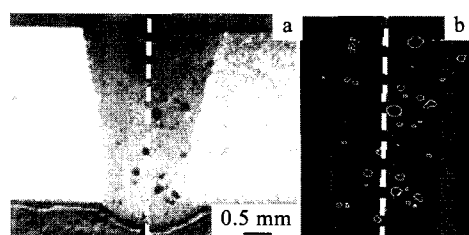


图 13 AZ31B 与 AM50A 激光对接焊缝横截面及气孔轮廓图
Fig.13 Cross-section of AZ31B and AM50A laser butt welds (a) and outline drawing of pores (b)

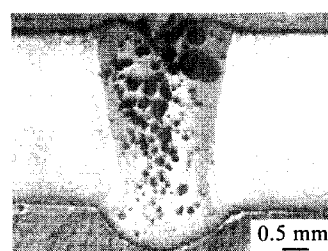


图 14 AM50A 激光对接焊缝横截面
Fig.14 Cross-section of AM50A laser butt welds

3 结 论

- 1) 镁合金激光焊气孔主要是氢致气孔, 其产生的倾向与母材本身制造工艺及化学成分、气体保护条件及焊接工艺参数等因素有关。在优化的工艺条件下, 变形及砂铸镁合金激光焊气孔问题并不严重, 而母材原始含气量高的压铸镁合金气孔问题十分突出。相同制造工艺的镁合金随着 Al 含量的增加气孔倾向增大。
- 2) 通过优化工艺可以解决变形及砂铸镁合金的气孔问题, 但对于母材含气量高的压铸镁合金无法奏效。而随焊加热可以在一定程度上缓解气孔问题, 但效果仍十分有限。
- 3) 使用含气量低的填充材料对焊缝中的氢进行

“稀释”以及提高氢固溶度的方法可以在较大程度上降低焊缝中的气孔率。

参考文献 References

- [1] Pan Jiluan(潘际銮). *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2005, 35(9): 1
- [2] Feng Jicai(冯吉才), Wang Yarong(王亚荣), Zhang Zhongdian(张忠典). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[M], 2005, 15(2): 165
- [3] Ding Wenbin(丁文斌), Jiang Haiyan(蒋海燕), Zeng Xiaoqin(曾小勤) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻合金加工技术)[J], 2005, 33(8): 1
- [4] Adin Stern, Abraham Munitz, Gabriel Kohn. *Magnesium Technology 2003*[J], 2003, 33(8): 163
- [5] Pan Lung Kwang, Wang Che Chung, Hsiao Ying Ching. *Optics and Laser Technology*[J], 2005, 37(1): 33
- [6] Lathabai S, Barton K J, Harris D. *Magnesium Technology 2003*[J], 2003: 157
- [7] Cao X, Jahazi M, Immarrigeon J P *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 171(2): 188
- [8] Wong Hongying(王红英), Liang Xuefeng(梁学峰). *Welding & Joining*(焊接)[J], 2005, (11): 93
- [9] Mult E H, Haferkamp Heinz, Niemeyer. *Welding and Cutting*[J], 2000, 52(8): 178
- [10] Weisheit A, Galun R, Mordike B L. *Welding Journal*[J], 1998, 77(4): 148
- [11] Hiraga Hitoshi, Inoue Takashi, Kamado Shigeharu *et al. Quarterly Journal of the Japan Welding Society*[J], 2001, 19(4): 591
- [12] Hahri Mohamed, Masse Jean Eric, Mathieu Jean Francois *et al. Advanced Engineering Material*[J], 2001, 3(7): 504
- [13] Wang Hongying(王红英), Li Zhijun(李志军), Zhang Yihui(张亦慧). *China Welding*(中国焊接)[J], 2006, 15(3): 29
- [14] Kouadri A, Barrallier L. *Materials Science Forum 2006*[J], 524~525: 407
- [15] Watkins K G. *Magnesium Technology 2003*[J], 2003: 153
- [16] Baeslack W A, Savage S J, Froes F H *et al. Journal of Materials Science Letters*[J], 1986, 5(9): 91
- [17] Shan Jiguo(单际国), Lei Xiang(雷祥), Tan Wenda(谭稳达) *et al. Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2008, 29(4): 9
- [18] Tan Wenda, Shan Jiguo, Lei Xiang *et al. Proc of SPIE 2008*[J], 2008, 6825(02): 1
- [19] Chen Zhenhua(陈振华), Yan Hongge(严红革), Chen Jihua(陈吉华) *et al. Magnesium Alloys*(镁合金)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 38
- [20] Zhao H, DebRoy T. *Welding Journal*[J], 2001, 80(8): 204
- [21] Cao X, Xiao M, Jahazi M *et al. Magnesium Technology 2005*[J], 2005: 441
- [22] Cao X, Xiao M, Jahazi M *et al. Materials and Manufacturing Processes*[J], 2005, (20): 987
- [23] Ma Huaixian(马怀宪). *Metal Plastic Forming Process*(金属塑性加工学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1997: 38
- [24] Xu Sixiang(许四祥), Wu Shusen(吴树森), Wan Li(万里) *et al. Chinese Journal of Casting Equipment and Technology*(中国铸造装备与技术)[J], 2005, (5): 9
- [25] Li Yajiang(李亚江). *Welding and Application of Dissimilar Material*(异种难焊材料的焊接及应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 52

Experimental Study on Pores in Laser Welding of Magnesium Alloys

Shan Jiguo^{1,2}, Zhang Jing¹, Zheng Shiqing¹, Chen Wuzhu¹, Ren Jialie¹

(1. Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Key Lab. for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Beijing 100084, China)

Abstract: Tendency to pore formation of wrought magnesium alloys AZ31B, AZ80A, sand-cast magnesium alloys AM60B, AZ91D and die-cast magnesium alloys AM50A during laser welding are studied. The results show that wrought magnesium alloys are not prone to porosity and welds pore-free can be obtained in a wide range of welding parameters. Porosity in laser welds of sand-cast magnesium alloys is sensitive to gas shielding conditions and is very high under unsuitable gas shielding angle and flux. Low porosity welds can be obtained under optimized gas shielding conditions. Porosity is severe in die-cast AM50 laser welds and cannot be solved by optimizing welding parameters. Heating the work piece during welding and adding suitable filling materials can reduce porosity to some extent.

Key words: porosity; laser welding; wrought magnesium alloys; sand-cast magnesium alloys; die-cast magnesium alloys

Biography: Shan Jiguo, Ph. D., Professor, Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100086, P. R. China, Tel: 0086-10-62773798, E-mail: shanjg@tsinghua.edu.cn