

激光焊接工艺参数对高强镁合金 焊缝成形及裂纹倾向的影响

俞照辉¹, 严红革², 管正刚¹, 尹绪雨¹, 李颖¹

- (1. 国核电站运行服务技术有限公司, 上海 200233;
2. 湖南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410082)

摘 要: 采用 CO₂ 激光对高热裂倾向的 ZK60 高强镁合金挤压板材进行焊接, 研究焊接工艺参数对焊缝成形特征及裂纹倾向的影响规律。结果表明: 激光焦点位置设定在板材上表面时, 焊缝可以获得最大的熔深和深宽比; 焊接速度过高或过低均会导致焊缝深宽比的减小和热裂纹的产生, 采用优化的焊接速度可得到成形良好且无裂纹的焊缝; 激光深熔焊匙孔形成所需的功率密度阈值在 $0.99 \times 10^5 \sim 1.23 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ 之间, 为了保证深熔匙孔的稳定, 激光功率选择的下限应不低于 750 W; 而功率增大到一定值以后, 焊缝的熔深不再增大, 功率选择的上限应不高于 750 W。高速焊接条件下, 随着焊接速度的增大, 焊缝热裂倾向增大, 且开裂形式逐渐由横向裂纹向纵向裂纹转变。

关键词: ZK60 镁合金; 工艺参数; 焊缝成形; 热裂纹; 激光焊接

中图分类号: TG456.7

文献标志码: A

Effects of laser welding parameters on weld appearance and cracking tendency of high strength magnesium alloy

YU Zhao-hui¹, YAN Hong-ge², GUAN Zheng-gang¹, YIN Xu-yu¹, LI Ying¹

- (1. State Nuclear Power Plant Service Company, Shanghai 200233, China;
2. College of Materials Science and Engineering, Hunan University, Changsha 410082, China)

Abstract: The high cracking susceptible ZK60 magnesium alloy plates were welded by CO₂ laser beam. The effects of welding parameters on the appearance and cracking tendency of the welds were studied. The results show that weld with maximum penetration and aspect ratio can be obtained when the position of focal point is adjusted on the top surface of the plate. Too higher or too lower welding speed deteriorates aspect ratio and leads to the occurrence of hot cracking. Under optimum welding speed range, the weld with high aspect ratio and free of cracking can be manufactured successfully. The threshold power density for deep penetration mode welding of ZK60 alloy is approximately between 0.99×10^5 and $1.23 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$, thus the minimum laser power to sustain is about 750W, and the upper limit of recommend laser power for welding should be lower than that results in maximum penetration deep. Under the condition of higher welding speed, ZK60 alloy presents stronger cracking tendency and morphologies of cracks evolve from transverse to longitudinal with the welding speed increasing further.

Key words: ZK60 magnesium alloy; welding parameter; weld appearance; hot cracking; laser beam welding

ZK60 镁合金不但拥有镁基合金共有的密度低、具有突出的比强度、更优异的抗应力腐蚀开裂性能及导热性好、电磁屏蔽性优异、吸震能力强等特性, 并可热处理强化等优点, 被认为是综合性能最为优异的

商用镁合金之一。通常以铸造或挤压方法用于制造轻量化、高强度的航空零部件,如飞机翼肋、轮毂和齿轮箱等。其在航空、航天及交通等领域的应用,可有效地减轻设备质量,进而实现节能减排的目的^[1-3]。然而,该合金凝固温度区间较宽,热裂倾向严重,热输入相对较高的传统电弧焊工艺难以对其进行可靠地焊接,从而使其应用范围受限^[4]。与传统电弧焊不同,激光焊接具有低热输入、高焊接速度及高控制精度等优点,可以弥补传统电弧焊工艺在焊接镁合金过程中所产生的缺点,是高强、高热裂倾向镁合金的优选焊接方法之一^[5-6]。

目前,有关镁合金激光焊接研究主要集中在 Mg-Al-Zn(AZ)、Mg-Al-Mn(AM)等可焊性相对较好的合金体系。宋刚等^[7]和王继锋等^[8]对 AZ31 镁合金激光焊接的工艺及显微组织作了系统的研究,结果显示,在合适的工艺条件下接头焊接系数最高可达 96%,焊缝显微组织主要由细小的等轴晶组成。单际国等^[9]则对 AZ31 镁合金焊缝成形做了详细的研究,结果表明,低功率、高速焊有助于获得深而窄的焊缝。全亚杰等^[10]在研究 AM60 镁合金激光焊接时发现,在最优化的焊接工艺条件下,接头成形好,无明显缺陷,抗拉强度可达母材的 94%。通过总结以往有关镁合金激光焊接的研究报告可以发现,大多数有关工艺方面的研究主要集中在含 Al 或含稀土等焊接性相对较好的合金系,然而,不同体系的镁合金可焊性差异很大,对焊接工艺条件有着不同的要求。一般而言,易焊合金在很宽的工艺参数范围内均可获得可靠的接头,而难焊合金的焊接工艺参数范围相对较窄^[11-12]。可见,高热裂倾向的 ZK60 合金焊接时对工艺条件要求将非常严苛,需要制定精确的工艺参数。目前,有关 ZK60 合金激光焊接工艺研究的报道极少,对其激光焊接的最佳工艺参数范围、接头成形性及热裂纹产生规律等问题尚不清楚,因此,有必要对这些问题进行系统研究。本文作者将采用 CO₂ 激光束对 ZK60 镁合金热挤压厚板进行不完全熔透焊接,着重研究激光焦点位置(离焦量) Z_f 、焊接速度 v 及激光功率 P 等 3 个工艺参数对熔池形状和热裂纹的影响规律,并建立它们之间的关系曲线,以此获得焊缝成形最佳工艺参数范围,为高 Zn 含量的难焊镁合金在焊接构件中的应用提供技术支持。

1 实验

本实验采用规格为 120 mm×100 mm×10 mm 的

ZK60 镁合金挤压板材试样,其名义化学成分(质量分数)为 Mg-6.0%Zn-0.45%Zr。焊前采用丙酮去除油脂,并进行干燥,然后分别用砂纸和钢丝刷去除表面氧化层。为了防止变形,焊件两端使用夹具固定。保护气体采用纯度为 99.999 9%的高纯氩气,焊接设备采用 GS-TFL-6000W 型高功率横流 CO₂ 激光器及西门子 802D 自动焊系统,聚焦镜的焦距为 127 mm。焊接时,激光直接沿试样的宽度中心线进行焊接,不添加任何填充材料,具体焊接工艺参数设置如下。

1) 离焦量。离焦量 Z_f 是指激光焦点位置与工件被加工面之间的距离(mm)。当焦点的位置恰好位于工件的上表面时, $Z_f=0$ mm;焦点位于工件上方为正离焦;位于工件内部则为负离焦。本实验总结并参考其他研究工作的结果,将焊接速度和激光功率分别设定在 3 m/min、1 500 W,离焦量 Z_f 以 1 mm 为一个增量,从 -5 mm 变化到 +5 mm。

2) 焊接速度。分别将激光功率度固定在 1 600、2 000 和 2 400 W,焊接速度以 1 m/min 为变化增量,从 1 m/min 变化到 10 m/min。

3) 激光功率。固定焊接速度,功率以 150 W 为变化增量从 600 W 增大到 1 950 W。

焊后截取小块焊缝横截面试样,在 5%酒石酸溶液中侵蚀 5s,进行金相观察,并采用像素法测量熔池的几何尺寸(熔深、宽度、深宽比和横截面积等)和裂纹长度。

2 结果与分析

2.1 离焦量

图 1 所示为不同离焦量条件下 ZK60 镁合金焊缝的横截面几何形状。从图 1 可以看出,离焦量对焊缝熔深和宽度具有很大的影响。当离焦量 $Z_f=0$ mm,即激光焦点位于试样的上表面时,焊缝的熔深最大。此时,作用于试样表面的光斑直径最小、能量密度最大,金属表面强烈蒸发所产生的反冲力也最大,这有利于驱动深熔焊匙孔向母材内部扩展,从而获得最大的熔深。当 $Z_f \geq 1$ mm 或 $Z_f \leq -1$ mm 时,随着离焦量 Z_f 绝对值增大,作用于待焊母材表面的光斑直径也随之增大,能量密度降低,焊缝熔深下降。值得注意的是,绝对值相等的正负离焦量对熔深的影响并不相同,负离焦对焊缝熔深影响相对较小。虽然,绝对值相等的正负离焦量作用于工件表面的激光能量密度几乎相等,但在熔深方向上的变化趋势却完全不同。负离焦时,焦点位于匙孔内部,光束在一定深度范围内仍能

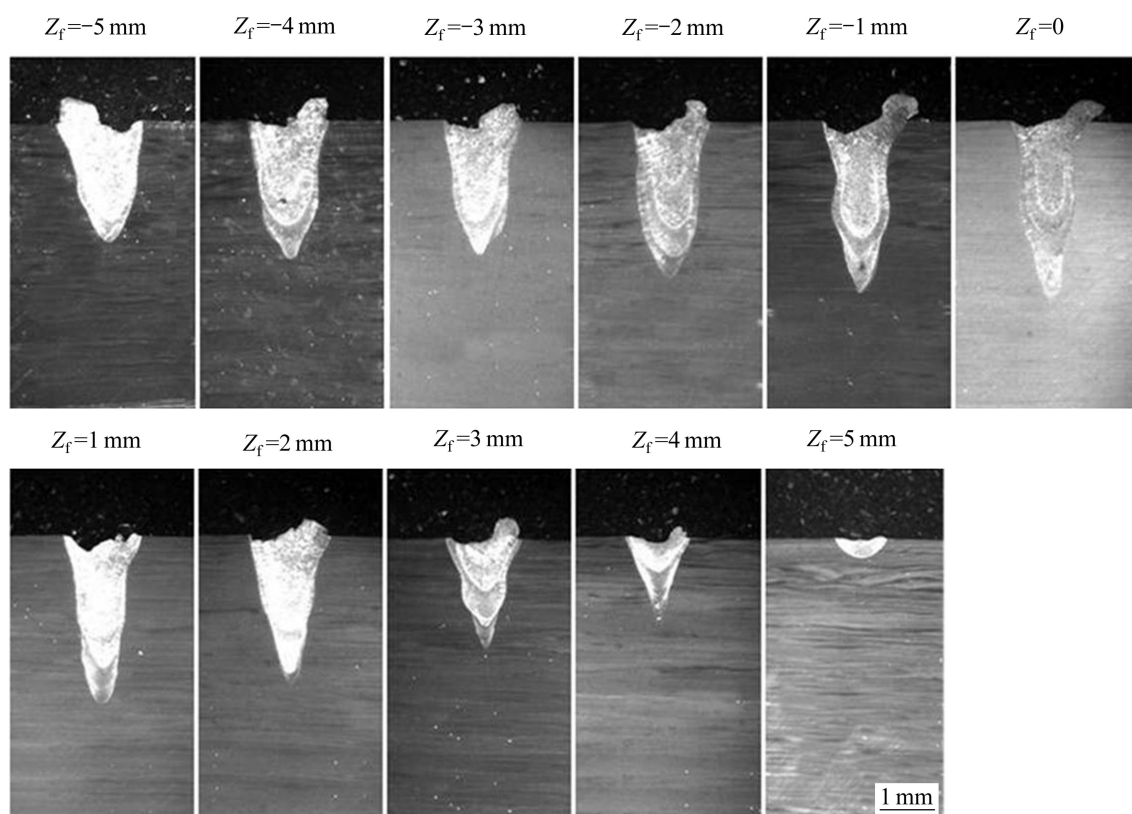


图 1 离焦量对 ZK60 合金焊缝横截面形状的影响

Fig. 1 Influence of defocus distance on cross-section geometries of welds of ZK60 alloy

维持较高的能量密度, 从而具有较强的深熔能力。正离焦时, 激光束在工件内部呈发散状, 功率密度随着熔深的增加而降低, 从而造成焊缝熔深变小。这种正负离焦的熔深差异, 在离焦量绝对值较大的情况下表现得更为明显: $Z_f = -5$ mm 时, 焊缝仍为深熔型; 而 $Z_f = 5$ mm 时, 焊接模式转变为传导型, 焊缝熔深远小于熔宽, 截面呈浅碟状。从图 1 还可以发现, 离焦量对焊缝宽度的影响相对较小, Z_f 在 $-5 \sim 2$ mm 范围内变化时, 焊缝宽度的变化并不大; 当 $Z_f > 3$ mm 时, 焊缝的宽度迅速减小, 这同样与正离焦条件下光束能量密度衰减加剧有关。

图 2 所示为焊缝的熔深(penetration)、深宽比(aspect ratio)及横截面积(cross-section area)随离焦量的变化曲线。从图 2 可以更加清楚地看出, Z_f 在 $-2 \sim 0$ mm 的范围内变化时, 焊缝的横截面积几乎无变化, 这说明在此范围内改变离焦量对焊接热输入的影响不大。另外, 焊缝的深宽比呈现出和熔深类似的变化趋势, 在 $Z_f = 0$ mm 时, 达到最大值, 正、负离焦均将导致深宽比减小。

综上所述, 离焦量 Z_f 在 $-1 \sim 1$ mm 范围内可获得熔深和深宽比较大的焊缝。其中, $Z_f = 0$ mm 时, 光斑直

径最小, 能量密度最大, 有利于在功率较小的条件下实现深熔焊。因此, 在本实验中, 将 $Z_f = 0$ mm 作为焊接 ZK60 镁合金的最佳离焦量, 并在随后的实验中将

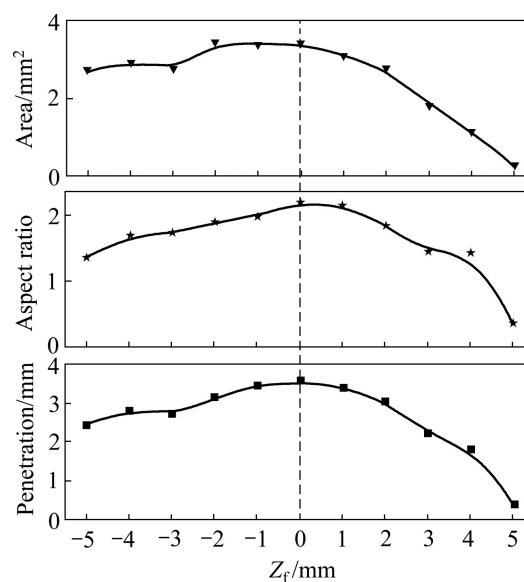


图 2 离焦量对熔池横截面几何尺寸的影响

Fig. 2 Influence of defocus distance on cross-section geometries of welds

2.2 焊接速度

图 3 所示为不同焊接速度条件下 ZK60 镁合金焊缝横截面几何形状。从图 3 可以看出, 在激光功率不变的条件下, 随着焊接速度(v)增加, 焊缝截面大致呈现 3 种不同的形状。当 v 为 1~3 m/min 时, 焊缝上、下部宽度差较大, 约在熔深的 1/3 处, 熔合线向焊缝区凹陷, 整个截面呈现酒杯状。LAMPA 等^[13]和 KRASNOPIEROV 等^[14]认为, 激光焊接时, 焊缝上下部分宽度差异是由于这两个部位传热方式不同而造成的。在焊缝上部, 激光热量同时通过 Marangoni 对流和热传导两种方式对母材进行加热并熔化; 在焊缝下部, Marangoni 对流现象减弱, 热量主要依靠热传导方式向母材传递。单际国等^[9]还认为, 聚集在熔池上表面高温等离子体的加热作用也会造成焊缝上部宽度增大。随着焊接速度增大, 熔池上部的 Marangoni 对流作用将随着加热时间变短而弱化, 因此, 在 v 为 4~5 m/min 的范围内, 焊缝上下部分的宽度差减小, 熔合线的凹陷度变小并趋于平直, 横截面呈手指状。当 v 为 6~10 m/min 时, 焊缝宽度变化较小而熔深迅速下降, 熔合线的形状由原来向内凹陷逐渐转变为向外突出, 焊缝横截面呈弹头状、甚至碗状, 这意味着焊接模式由原来的深熔型向传导型转变。虽然, 在固定功率条件下, 改变焊接速度并不影响作用于试样表面的

激光功率密度, 但是, 激光束对焊接熔池加热时间却随着焊接速度 v 的增大而变短, 气化的金属蒸汽难以对深熔匙孔产生持续的反作用力, 从而使得熔深迅速变小。值得注意的是, 在功率较大的条件下, 如激光功率 $P=2\,400\text{ W}$ 的条件下, 当焊接速度 $v\geq 5\text{ m/min}$ 时, 焊接模式就开始向传导焊转变。这种现象可能与高功率条件下金属熔体挥发所产生的等离子体浓度过高及热透镜效应所导致的光斑直径增大有关^[15]。

图 4 所示为焊缝横截面积、熔深及深宽比随焊接速度的变化规律。从图 4 可以更加清楚地看出, 3 组试样中焊缝熔深和横截面积均随焊接速度 v 的增大而减小, 而焊缝的深宽比却呈现了不同的变化规律。首先, 焊缝的深宽比随着焊接速度的增大而增大, 在 v 为 4~5 m/min 左右达到峰值, 随后则随着焊接速度的继续增大而变小。随着焊接速度的增大, 焊缝熔深和宽度因热输入减少而同时变小, 但在不同速度范围内它们的变化率却有很大的差异。在 $v<4\text{ m/min}$ 时, 焊缝宽度变小较熔深更为显著, 深宽比增大。当 $v\geq 5\text{ m/min}$ 时, 由于激光对熔池加热时间缩短, 焊缝熔深减小幅度大于宽度, 深宽比变小。随着焊接速度的进一步提高, 焊接模式开始由原来的深熔焊向传导焊转变。这不但使焊缝的熔深和深宽比迅速下降, 且易造成焊接过程不稳定, 另外, 过高的焊接速度会造成焊

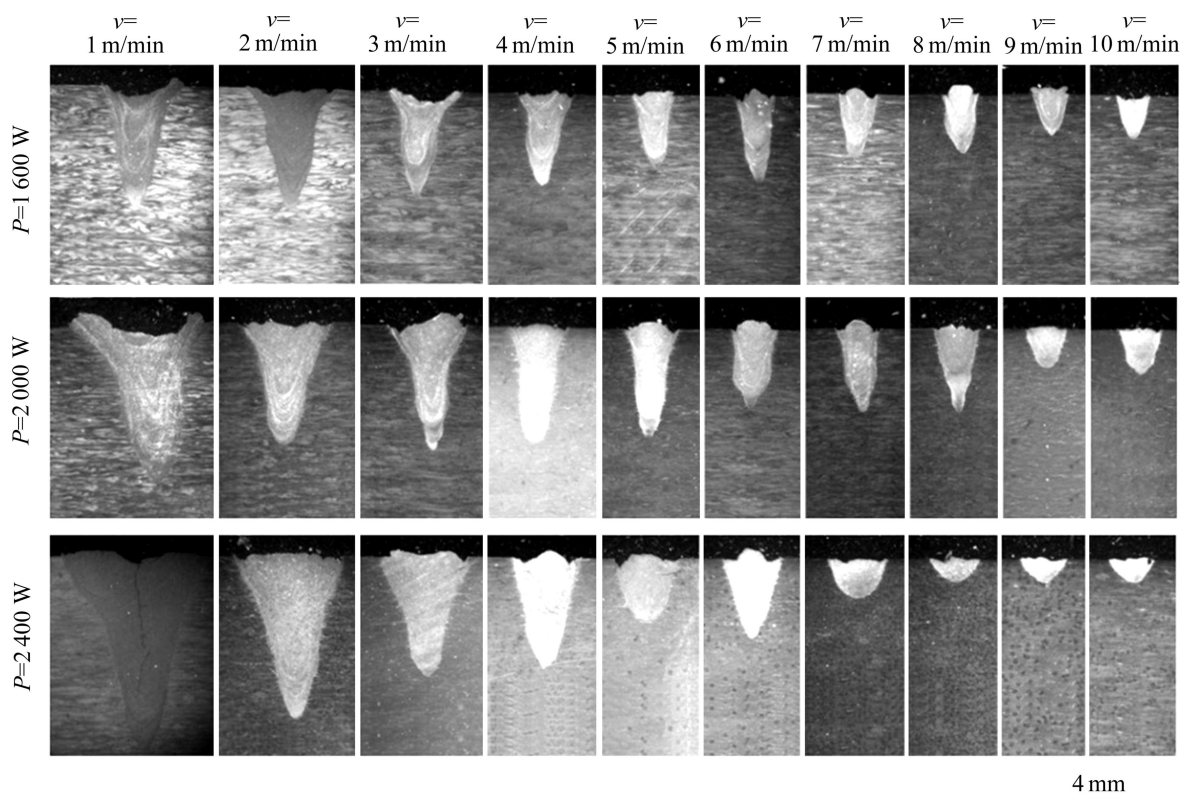


图 3 焊接速度对焊缝横截面几何形状的影响

Fig. 3 Influence of welding speeds on cross-section geometries of welds

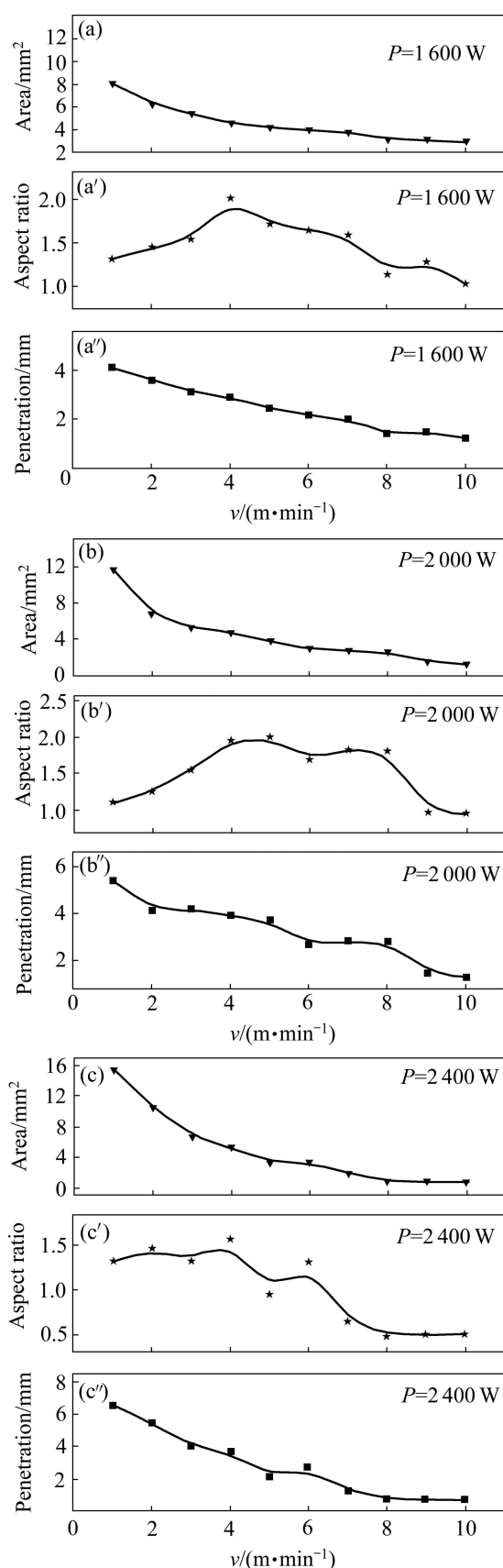


图 4 不同功率下焊接速度对熔池几何尺寸的影响

Fig. 4 Influence of welding speeds on cross-section geometries of welds at different powers

缝金属残余应力和应变增长率变大, 提高焊缝的热裂倾向^[4]。因此, 焊接 ZK 系镁合金时不宜采用过高的焊接速度。焊接速度 $v \leq 4$ m/min 时, 激光深熔效果较为明显, 但过低的焊接速度(如 $v=1$ m/min 时)会导致焊缝的深宽比显著变小, 热输入过大而造成焊件变形严重, 合金元素大量蒸发。因此, 焊接 ZK60 镁合金也不宜采用过低的焊接速度。

综上所述, v 为 2~4 m/min 是 ZK60 镁合金较为合适的激光焊接速度范围。在该速度范围内, 激光可以产生较显著的深熔效果, 且焊缝可以获得较大的深宽比。因此, 在随后的实验中, 将在优化的焊接速度范围内选定焊接速度, 在此基础上研究激光功率对熔池几何形状的影响规律。

2.3 激光功率

图 5 所示为不同激光功率条件下 ZK60 镁合金焊缝的横截面形状。从图 5 可以看出, 当激光功率从 600 W 提高到 750 W 时, 焊缝熔深显著增大, 焊接模式从初始时的传导焊向深熔焊转变。由此可以推断, ZK60 镁合金激光深熔焊匙孔形成的阈值大约在 $0.99 \times 10^5 \sim 1.23 \times 10^5$ W/cm² 之间。ZHANG 等^[11] 研究报告, AZ31、ZE41 和 WE43 镁合金激光焊接的深熔焊阈值分别为 5×10^5 、 1.5×10^5 和 2×10^6 W/cm², 显然, ZK60 激光深熔焊阈值比上述镁合金的要低。有研究表明^[16], 深熔焊阈值与合金的成分有关, 一方面, 合金元素含量越高, 材料的导电和导热性越低, 对激光的吸收率越高; 另一方面, 合金元素挥发越容易, 其挥发所产生的反冲力就越大。这两方原因均会降低材料在激光焊接中的深熔焊阈值。由此可知, ZK60 合金激光深熔焊阈值相对较低的原因与合金中 Zn 元素的含量较高有关。Zn 是一种极易挥发的金属元素, 在 727 °C 时的饱和蒸气压高达 1.2×10^4 Pa, 大约是 Mg 的 10 倍、Al 的 10^9 倍^[17]。

总体而言, 随着激光功率的提高, ZK60 合金焊缝的熔深和宽度增大, 其中, 熔深增大幅度明显要大于熔宽的增大幅度, 但是, 熔深存在一个极限值, 此后, 继续提高激光功率只能导致焊缝的宽度加大而不能进一步增大熔深。在 $v=2$ m/min 时, 熔深初始峰值所对应的激光功率为 1 500 W。据文献[9]报道, 当激光功率增加到一定程度后, 熔池底部熔体的压力与金属气化产生的反冲击力形成平衡, 从而阻止了深熔匙孔继续加深, 多余的激光能量只能通过对流和热传导等方式向周围的母材传递, 从而促进熔池的横向扩展, 焊缝宽度增大。另外, 随着激光功率的增大, 匙孔区的温度上升, 熔体的气化量增大, 等离子云变厚, 对

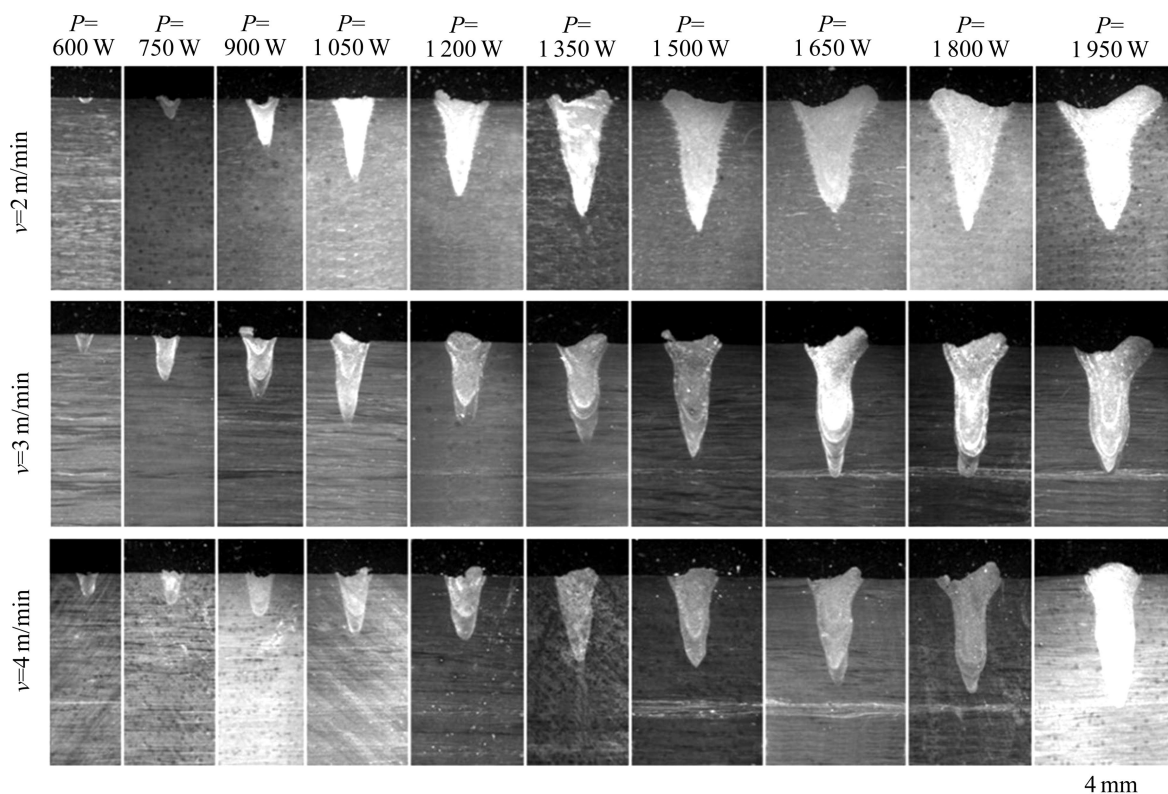


图 5 激光功率对焊缝横截面几何形状的影响

Fig. 5 Influence of laser powers on the cross-section geometries of welds

激光的屏蔽作用增强,造成深熔焊匙孔的深度难以进一步加大,同时附于熔池上方的高温等离子体对熔池上表面的加热作用则促使焊缝宽化。因此,在熔深到达峰值后,熔宽仍随着激光功率的增大而增大。在本研究中,另外两组试样也出现类似的变化规律,但焊缝熔深初始峰值所对应的激光功率却有所不同,在 $v=3$ m/min 时,熔深初始峰值所对应的功率为 1 650 W;在 $v=4$ m/min 条件下,在实验设定的功率范围内,熔深始终随着功率的提高而增大。可见,提高焊接速度有利于减少深熔匙孔中等离子体的生成量,提高熔深初始峰值所对应的激光功率,但不能显著提高焊缝的熔深。

图 6 所示为熔池横截面积、熔深及深宽比随激光功率的变化规律。从图 6 可以清楚地看出,焊缝横截面积和熔深随着激光功率的增大而增大,然而,深宽比却呈现了不同的变化规律。在焊接速度 $v=2$ m/min 时,当 P 为 600~1 050 W 范围内,焊缝的深宽比随着激光功率的增大而增大;在 $P \geq 1 500$ W 时,深宽比随着激光功率的增大而变小;值得注意的是,当 P 为 1 050~1 500 W 时,熔深和深宽比接近于等比例变化,焊缝保形性较好,且深宽比接近最大值。另外, $v=3$ m/min 时,获得大深宽比的功率范围为 1 050~1 800

W;当 $v=4$ m/min 时,此功率范围则为 $P \geq 1 350$ W。

综上所述,在编制 ZK60 镁合金激光焊接工艺时,为了获得深熔效果,激光功率的最小值必需保证深熔焊匙孔的稳定,即激光功率与光斑面积比值要大于深熔焊匙孔形成所需的功率密度阈值。在离焦量 $Z_f=0$ mm 时,激光功率的下限应不低于 750 W,而上限则应不高于达到最大熔深的最低功率值,若大于此值,将会导致焊缝宽化,接头残余应力增大。焊接对接接头时,在保证完全焊透的基础上,激光功率尽量在能产生大深宽比所对应的功率范围之内进行选择,这样有助于获得成形较好的焊缝。例如,根据熔深随功率的变化规律可以看出,焊透厚度为 2 mm 的 ZK60 镁合金板材所需的激光功率在 1 050 W 左右。

2.4 工艺参数对裂纹的影响

图 7 所示为激光功率 $P=1 600$ W 时不同焊接速度条件下的结晶裂纹(一种热裂纹)状况。从图 7 可以看出,焊接速度对焊缝热裂倾向具有显著的影响:当 $v=1$ m/min 时,仅在焊缝底部出现了两条微细的裂纹,热裂现象不明显;当 v 为 2~3 m/min 时,整个熔池区几乎无肉眼可见的裂纹,焊缝呈现了优异的抗裂性;当 $v \geq 4$ m/min 时,焊缝出现了严重的开裂现象。通常而

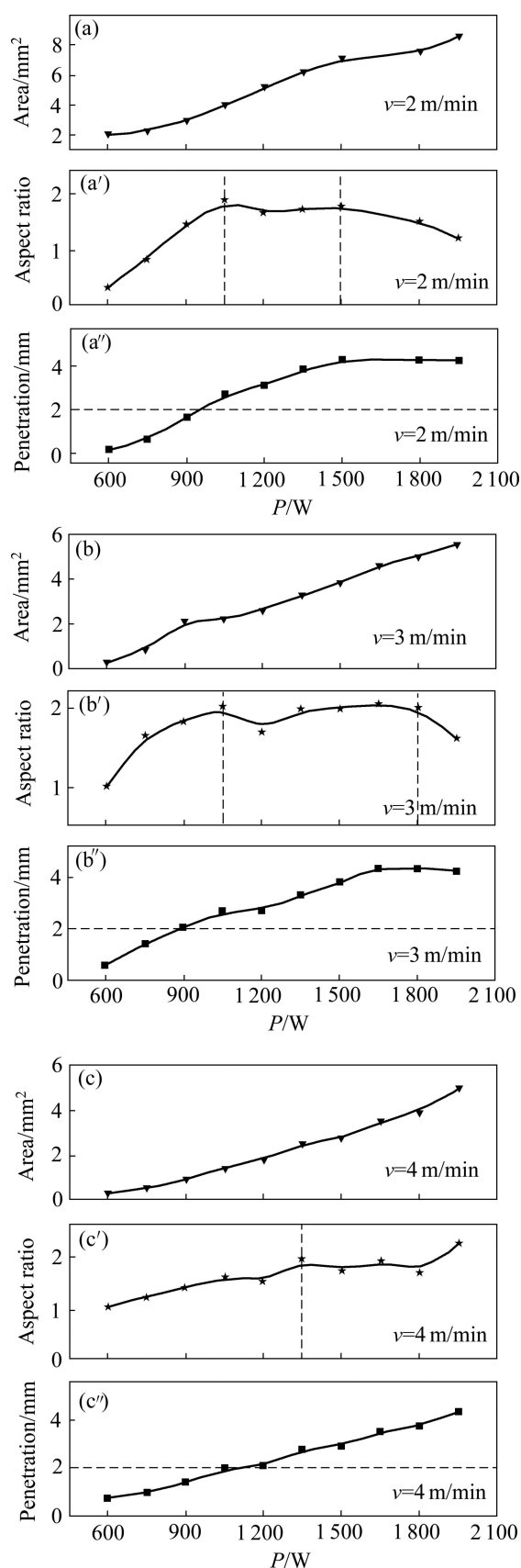


图 6 不同焊接速度下激光功率对熔池几何尺寸的影响

Fig. 6 Influence of laser powers on cross-section geometries of welds

言, 提高焊接速度可以降低焊接热输入, 细化焊缝晶粒, 防止粗大柱状晶的形成, 有利于提高焊缝抗热裂纹性能。但是, 在 ZK60 镁合金激光焊接中, 提高焊接速度却导致了严重的裂纹问题, 这种现象与高速条件下, 焊缝在残余应力作用下的应变增长率增大有关。根据焊接传热学理论, 对于厚板件的焊接, 应变增长率可表示为^[17]

$$\frac{\partial \varepsilon(t)}{\partial t} = \alpha \omega = \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2 v}{Q} \quad (1)$$

式中: α 为合金的线膨胀系数; ω 为冷却速度; λ 为导热系数; T_c 为所求冷却速率的瞬时温度; T_0 为焊件的初始温度; Q 为焊接热源(激光)功率。

由式(1)可得, 在激光功率一定的条件下, 焊缝的应变增长率和焊接速度成正比。可见, 当焊接速度 $v \geq 4 \text{ m/min}$ 时, ZK60 镁合金焊缝的应变增长率大于开裂的临界应变增长率, 在脆性温度范围内应变累积量超过了塑性极限, 从而诱发裂纹的萌生, 左铁钊等^[16]的研究结果也证实了这一点。可见, 脆性温度区间较宽、易出现成分偏析及热膨胀系数较大的金属材料在激光焊接时不宜采用高的焊接速度。另外, $v = 1 \text{ m/min}$ 时出现微细裂纹, 可能与熔池底部金属散热条件较好、冷却速度过快所造成的应变增长率增大有关。

图 8 所示为激光功率 $P = 1\,600 \text{ W}$ 时焊接速度对结晶裂纹长度的影响规律。从图 8 可以看出, 焊缝中结晶裂纹的总长度随焊接速度的变化规律较为复杂。实际上, 结晶开裂发生于熔池区, 裂纹的长度往往会受到熔池尺寸的影响, 因此, 采用裂纹的比长度(即裂纹总长度和焊缝横截面积的比值)来衡量热裂倾向更具科学性。显然, 在 $v \geq 4 \text{ m/min}$ 时, 焊缝的结晶开裂倾向随着焊接速度的增大而增大。此外, 激光功率 $P = 2\,000 \text{ W}$ 和 $2\,400 \text{ W}$ 的两组试样也呈现了类似的变化规律。因此, 对于 ZK60 镁合金的激光焊接, 宜采用低速焊, 焊接速度应控制在 $1 \sim 4 \text{ m/min}$ 范围内, 在此范围内可以一定程度上降低焊缝的热裂纹敏感性。

由式(1)还可以得出, 适当提高激光功率也可以降低焊缝金属的应变增长率, 从而降低结晶裂纹的倾向。但是, 过大的激光功率一方面会导致熔池体积增大、凝固时间变长、焊缝的晶粒粗化、显微偏析现象加重, 从而降低脆性温度区内焊缝金属的塑性; 另一方面会造成焊缝宽度增大, 两侧的熔合线内凹而形成应力集中, 如图 5 焊接工艺参数 $P = 1\,950 \text{ W}$, $v = 2 \text{ m/min}$ 所对应的试样。此外, 过大的热输入会使焊缝上表面出现挥发坑等缺陷, 结晶裂纹往往优先在这种宏观缺

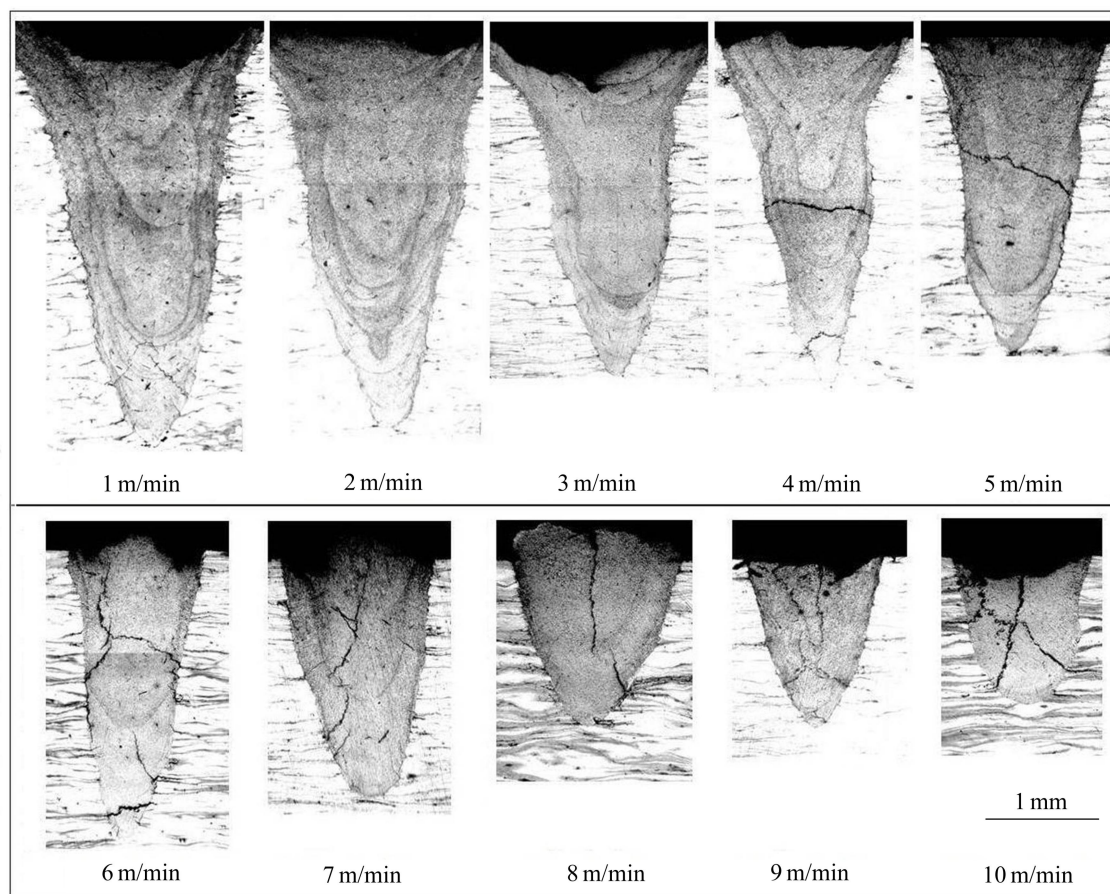


图 7 不同焊接速度条件下焊缝的结晶裂纹状况

Fig. 7 Solidification cracking status of welding under different welding speeds

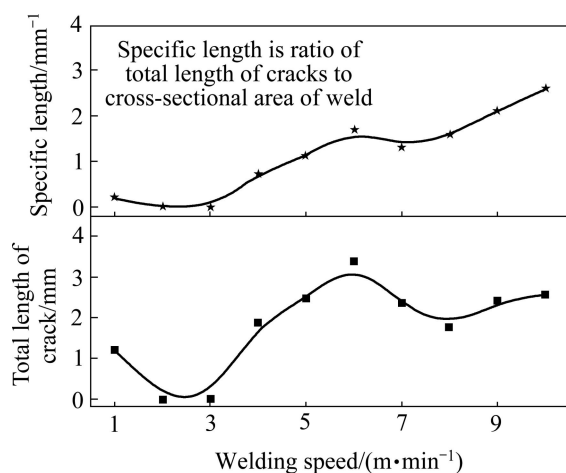


图 8 焊接速度对裂纹长度的影响

Fig. 8 Influence of welding speeds on lengths of crack

陷的尖角处萌生, 并沿焊缝中心纵向扩展, 如图 3 中焊接工艺参数 $P=2\ 400\ \text{W}$ 、 $v=1\ \text{m/min}$ 时所对应的试样。

从图 7 还可以看出, 焊接速度对结晶裂纹的形态

也具有显著的影响。在 $v \geq 4\ \text{m/min}$ 条件下, 随着焊接速度的提高, 结晶裂纹的萌生部位与扩展路径也会发生改变: 由初始的横向扩展的裂纹逐渐转变为纵向扩展的裂纹。激光焊接是一个非平衡加热及冷却的过程, 熔池各区域的热力学条件存在严重差异, 焊接速度的变化会改变熔池的几何形状和热应力分布及种类, 而裂纹往往萌生于应力较为集中的部位。图 9 所示为激光焊熔池纵截面形状随焊接速度的变化规律^[18]。从图 9 可以看出, 低焊速时, 熔池体积较大, 尾部的熔合线外凸, 从熔池顶部到底部应力降低趋势较为平缓, 因此, 焊缝不容易出现裂纹。中焊速时, 熔池的上半部分会被拉长, 尾部熔合线内凹, 焊缝的上部和下部纵向收缩力差值较大, 在中部出现剪切应力集中现象, 焊缝易于沿中部横向开裂。以 ZK60 合金为例, 其抗拉强度高达 350 MPa, 而剪切强度仅为 180 MPa 左右, 剪切应力更容易诱发裂纹的萌生和扩展^[1]。由此可见, 焊接 ZK60 镁合金时, 应尽量避免熔池出现剪切应力集中。高焊速时, 由于热输入的降低, 焊缝的熔深急剧变小, 深宽比大幅降低, 横向收缩力逐渐成为主导,

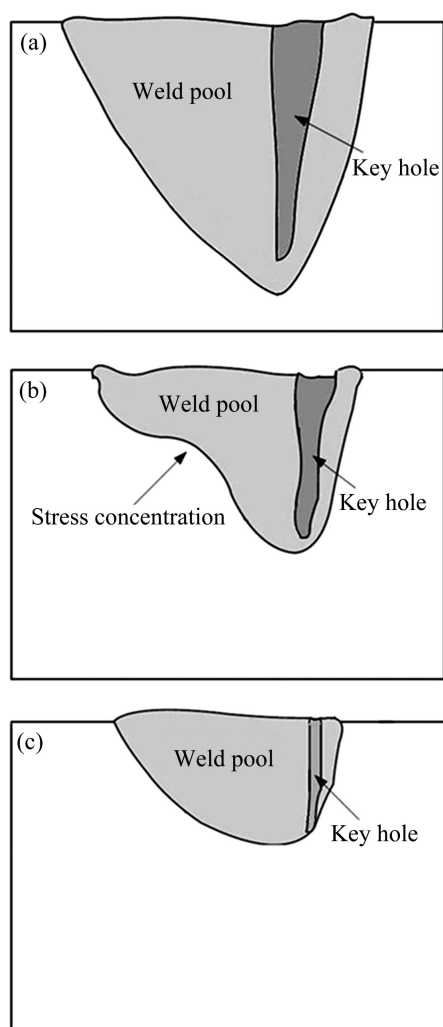


图9 不同焊接速度条件下激光焊熔池的纵截面形状示意图^[18]

Fig. 9 Schematic illustration of longitudinal sections of weld pool under different welding speeds^[18]: (a) Lower welding speed; (b) Medium welding speed; (c) Higher welding speed

此时, 作用于焊缝的应力以横向拉应力为主, 裂纹易沿焊缝的中心部位纵向开裂。

3 结论

1) 激光焦点位置设定在板材上表面, 即离焦量 $Z_f=0$ mm 时, 焊缝可以获得最大的熔深和深宽比。

2) 过高或过低焊接速度均会导致焊缝深宽比降低和热裂纹产生, 采用优化的焊接速度(v 为 2~3 m/min)可得到成形形状良好且无裂纹的焊缝。

3) 激光深熔焊匙孔形成所需的功率密度阈值在 $0.99 \times 10^5 \sim 1.23 \times 10^5$ W/cm² 之间, 为了保证深熔焊匙

孔的稳定, 激光功率选择的下限应不低于 750 W; 而功率增大到一定值以后, 焊缝的熔深不再增大, 功率选择的上限应不高于该值。

4) 焊接工艺参数对裂纹倾向和形态具有显著地影响, 在中高速焊条件下, 随着焊接速度的增大, 裂纹倾向增大, 焊缝开裂形式逐渐由横向裂纹向纵向裂纹转变。

REFERENCES

- [1] 孔 晶, 侯文婷, 彭勇辉, 康志新, 李元元. T 型通道挤压变形 ZK60 镁合金的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 1199-1204.
KONG Jing, HOU Wen-ting, PENG Yong-hui, KANG Zhi-xin, LI Yuan-yuan. Microstructure and mechanical properties of ZK60 magnesium alloy processed by T-shape channel pressing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1199-1204.
- [2] 崔泽琴, 吴宏亮, 王文先, 许并社. AZ31B 镁合金表面激光熔覆 Cu-Ni 合金层[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1665-1670.
CUI Ze-qin, WU Hong-liang, WANG Wen-xian, XU Bing-she. Laser cladding Cu-Ni alloy layer on AZ31B magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1665-1670.
- [3] LI Yan, ZHANG Zhi-min, XUE Yong. Influence of aging on microstructure and mechanical properties of AZ80 and ZK60 magnesium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 24(4): 739-744.
- [4] KEARNS W H. Welding handbook[M]. Miami: American Welding Society, 1982: 389-396.
- [5] 俞照辉, 严红革, 陈 琼, 苏 斌. ZK40 高强镁合金 CO₂ 激光焊接接头的组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(4): 701-707.
YU Zhao-hui, YAN Hong-ge, CHEN Qiong, SU Bin. Microstructures and mechanical properties of ZK40 high strength magnesium alloy joints by CO₂ laser beam welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(4): 701-707.
- [6] 王红英, 李志军. AZ61 镁合金激光焊接接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2006, 16(8): 1388-1393.
WANG Hong-ying, LI Zhi-jun. Microstructure and properties of AZ61 magnesium alloy joints produced by laser welding method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2006, 16(8): 1388-1393.
- [7] 宋 刚, 刘黎明, 王继锋, 许德胜. 变形镁合金 AZ31B 的激光焊接工艺研究[J]. 应用激光, 2003, 23(6): 327-329.
SONG Gang, LIU Li-ming, WANG Ji-feng, XU De-sheng. Study of YAG Laser welding process on wrought magnesium[J].

- Applied Laser, 2003, 23(6): 327–329.
- [8] 王继锋, 刘黎明, 宋 刚. 激光焊接 AZ31B 镁合金接头微观组织特征[J]. 焊接学报, 2004, 25(3): 15–18.
- WANG Ji-feng, LIU Li-ming, SONG Gang. Microstructure character of YAG laser welding AZ31B Mg alloy[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(3): 15–18.
- [9] 单际国, 雷 祥, 谭稳达, 张红军, 陈武柱, 任家烈. AZ31B 变形镁合金 CO₂ 激光焊接模式及焊缝成形特点[J]. 焊接学报, 2008, 29(4): 9–12.
- SHAN Ji-guo, LEI Xiang, TAN Wen-da, ZHANG Hong-jun, CHEN Wu-zhu, REN Jia-lie. Welding modes and weld formation characteristics of CO₂ laser welding of wrought magnesium alloy AZ31B[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(4): 9–12.
- [10] 全亚杰, 陈振华, 黎 梅, 俞照辉, 龚晓叁. AM60 变形镁合金薄板激光焊接接头的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(4): 525–529.
- QUAN Ya-jie, CHEN Zhen-hua, LI Mei, YU Zhao-hui, GONG Xiao-san. Microstructure and properties of joints of wrought magnesium alloy AM60 plates welded by laser beam welding[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(4): 525–529.
- [11] ZHANG Hong-xia, WANG Wen-xian, WEI Ying-hui, LI Jin-yong, WANG Jian-ling. Fatigue fracture mechanism of AZ31B magnesium alloy and its welded joint[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1225–1233.
- [12] 冯吉才, 王亚荣, 张忠典. 镁合金焊接技术的研究现状及应用[J]. 中国有色金属学报, 2005, 15(2): 165–178.
- FENG Ji-cai, WANG Ya-rong, ZHANG Zhong-dian. Status and expectation of research on welding of magnesium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2005, 15(2): 165–178.
- [13] LAMPA C, KAPLAN A F H, POWELL J, MAGNUSSON C. An analytical thermodynamic model of laser welding[J]. Journal of Physics D: Applied Physics, 1997, 30(9): 1293–1299.
- [14] KRASNOPEROV M Y, PIETERS R R G M, RICHARDSON I M. Weld pool geometry during keyhole laser welding of thin steel sheets[J]. Science and technology of welding and joining, 2004, 9(6): 285–290.
- [15] READY J F. LIA handbook of laser materials processing[M]. Orlando: Laser Institute of America, 2001: 361–364.
- [16] 左铁钊. 高强铝合金的激光加工[M]. 北京: 国防工业出版社, 2008: 63–65.
- ZUO Tie-chuan. Laser processing of high strength aluminum alloys[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2008: 63–65.
- [17] KOU S. Welding metallurgy[M]. Hoboken: Wiley-Interscience, 2002: 196–197.
- [18] AHMED N. New developments in advanced welding[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2007: 81–227.
- (龙怀中)