

# 电子束焊接热效应对镁合金焊缝显微硬度的影响

罗 怡<sup>1,2</sup>, 谢小健<sup>1,2</sup>, 万 瑞<sup>1,2</sup>, 朱 洋<sup>1,2</sup>

(1. 重庆理工大学, 重庆 400054)

(2. 重庆市特种焊接材料与技术高校工程研究中心, 重庆 400054)

**摘 要:** 研究了真空电子束焊接热效应对 AZ91D 和 AZ31B 镁合金焊缝显微硬度的影响机制, 实验结果表明, 真空电子束焊接热效应对 AZ91D、AZ31B 镁合金焊缝均有不同程度的强化作用。当焊接热输入较大时, 影响 AZ91D 镁合金焊缝硬度的主要因素为因 Mg 元素烧损而产生的强化相变化, 焊接热输入越大, 焊缝中的 Mg 元素烧损增加, 使 Al 元素含量(质量分数, 下同)逐渐增加, 从而在焊缝中生成了更多的强化  $\beta$  相, 使焊缝硬度得到提高, 产生的强化相越多, 焊缝硬度相对越大; 当焊接热输入较小时, 影响 AZ31B 镁合金焊缝硬度的主要因素为焊后冷却速度, 焊接热输入越小, 焊后冷却速度越快, 焊缝晶粒越细小, 焊缝硬度相对越大。

**关键词:** 真空电子束焊接; 热效应; 镁合金; 显微硬度; 焊缝强化

中图分类号: TG451

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)02-0496-07

焊接热源作用于镁合金材料基体, 使材料产生物相变化及组织变化, 进而影响材料的力学性能。有关纯镁、AZ31B、AZ61、AZ80、AZ91D 合金的真空电子束焊接研究表明, AZ31B 镁合金的熔合区与热影响区的界面清晰可见, 晶粒尺寸明显不同, 焊缝区的等轴晶远比母材组织细小, 这也使纯镁和 AZ31 镁合金焊缝区的硬度与母材的硬度值基本一致<sup>[1]</sup>。对 AZ91D 合金焊接的研究结果表明, 相对而言, 电子束焊接头具有比母材更高的力学性能, 这主要是与其焊缝区晶粒非常细小、热影响区很窄有关<sup>[2]</sup>。而焊接热影响区和熔合区分布的粗晶组织以及与之相关的缺陷分布是影响镁合金焊缝抗拉强度的主要因素<sup>[3]</sup>。在相同的焊接热输入条件下, 焊缝区的晶粒均由等轴晶粒组成, 没有明显的长柱状晶颗粒, 这是由快速熔化和冷却引起的, 且随焊接热输入的减小, 晶粒显著细化<sup>[4]</sup>。焊缝晶粒尺寸的细化显然也会影响焊缝区的力学性能, 诸如显微硬度、屈服应力(yield-stress)等力学性能指标, 由于焊缝区快速冷却产生的晶粒细化, 都受到了影响, 除此之外, 焊缝中的析出相成分也会对焊缝力学性能产生不可忽视的影响<sup>[5]</sup>。

对焊缝硬度的测试能反映出焊缝在化学成分、组织结构和焊接工艺上的差异, 也可以在一定程度上反映焊缝各区域组织中第二相对材料的强化效果。由于真空电子束焊接热源具有极高的焊接能量密度<sup>[6-7]</sup>, 其热源能量密度分布特征和参数变化对焊缝成形、组织及

性能的影响表现出与其它焊接热源不同的特征<sup>[8-10]</sup>。本实验以 11 mm 厚 AZ91D 镁合金和 3 mm 厚 AZ31B 镁合金 2 种材料为研究对象, 结合真空电子束焊接组织结构特征, 揭示焊缝显微硬度受真空电子束焊接热效应影响的演变规律和影响机理。

## 1 实 验

采用的电子束焊接工艺分别如表 1、2 所示。可以看出, 对于 11 mm 厚的 AZ91D 镁合金, 采用的电子束流较大, 形成较大的焊接热输入, C1~C4 焊接热输入呈递增趋势。对于 3 mm 厚的 AZ31B 镁合金, 采用的电子束流较小, 形成较小的焊接热输入, D1~D4 焊接热输入同样呈递增趋势。

两种材料的显微硬度测试点分布如图 1 所示。对于 AZ91D 镁合金, 在焊缝近表面、焊缝中部、焊缝底部位置各测一条硬度线, 各点间隔 0.5 mm, 另在焊缝中心线测一条硬度线, 各点间隔 1 mm; 对于 AZ31B 镁合金, 测试位置与 AZ91D 材料相类似, 横向各点间隔 0.2 mm 距离, 中心线各点间隔 0.3 mm。

## 2 结果与讨论

### 2.1 焊接接头组织特征

真空电子束焊接热源具有极高的能量密度, 且对材料的热作用区域小, 焊缝受热及冷却速度极快, 焊缝区以极快的速度在液态与固态之间变化, 但焊缝中

收稿日期: 2016-02-03

基金项目: 重庆市教委科学技术研究项目(KJ1400930); 重庆市高校青年骨干教师资助计划

作者简介: 罗 怡, 男, 1979 年生, 博士, 教授, 重庆理工大学材料科学与工程学院, 重庆 400054, 电话: 029-62563149, E-mail: luoyi@cqut.edu.cn

表 1 AZ91D 镁合金真空电子束焊接工艺

Table 1 Process parameters of vacuum electron beam welding for AZ91D

No.	Accelerating voltage/kV	Beam current /mA	Welding speed/mm s <sup>-1</sup>	Heat input /J mm <sup>-1</sup>
C1	60	8.4	3.38	149.1
C2	60	12.9	5.0	154.8
C3	60	16.5	5.0	198
C4	60	12.6	3.38	223.7

表 2 AZ31B 镁合金真空电子束焊接工艺

Table 2 Process parameters of vacuum electron beam welding for AZ31B

No.	Accelerating voltage/kV	Beam current /mA	Welding speed /mm s <sup>-1</sup>	Heat input /J mm <sup>-1</sup>
D1	60	4.2	5.0	50.4
D2	60	6.0	5.0	72.0
D3	60	5.3	3.38	94.1
D4	60	9.0	5.0	108

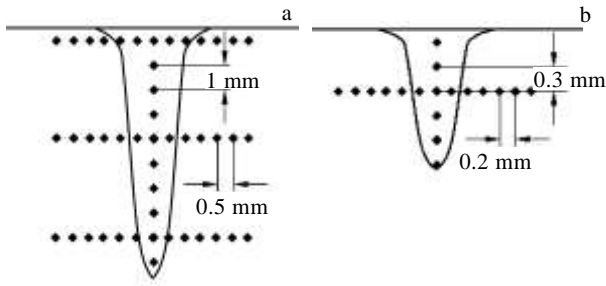


图 1 显微硬度测试点示意图

Fig.1 Schematic diagram of microhardness test point distribution: (a) AZ91D and (b) AZ31B

心的冷却速度显然低于焊缝熔融区边沿。也就是说,焊接在这样的热循环特征下,不同区域受热影响的情况各不相同,从而在焊接接头中形成了具有不同组织结构特征的分区。如图 2 所示,为 AZ91D 镁合金焊接接头的组织分区,包括焊缝金属区、熔合区边界附近部分熔化区、母材附近部分熔化区及母材区。由于电子束焊接热源的热效应作用特征,部分熔化区宽度约为 0.8 mm。

焊缝金属区在焊接受热过程中,受电子束焊接热源的直接作用,其区域温度位于液相线温度以上。因此,该区域发生完全熔融,其焊缝金属重新凝固形成的微观组织如图 3 所示。焊接接头中发生不完全熔化的区域即是位于完全熔融的焊缝与没有发生熔化现象的母材区之间的部分熔化区。这一区域在焊接受热过程中,并未受到电子束热源的直接作用,其受热主要来自于熔融焊缝金属区的热传导作用,温度区间为液相线温度和共晶温度之间。图 4 为 Mg-Al 二元合金相

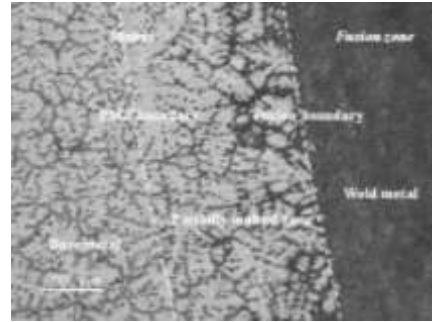


图 2 AZ91D 镁合金焊接接头的组织分区

Fig.2 Typical microstructure of AZ91D weld seam from fusion zone to unmelted base metal

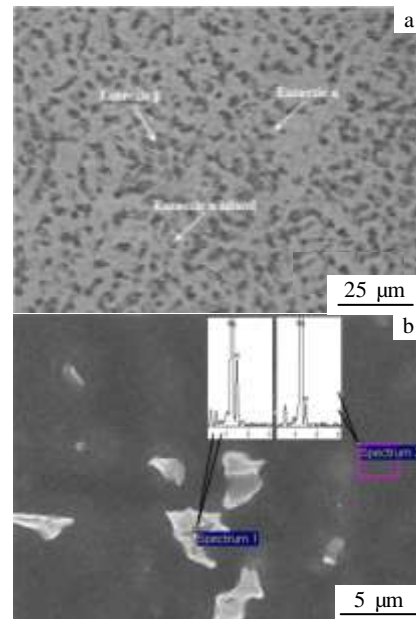


图 3 焊缝的微观组织

Fig.3 Microstructure and compositional analysis of fusion zone: (a) partially divorced eutectic morphology and (b) compositional analysis by EDS

图,相图中,成分 I 为 AZ31B 镁合金,成分 II 为 AZ91D 镁合金。由相图可以看出,对于 AZ91D 镁合金焊缝,部分熔化区的温度区间为 595~437 °C。

含 Al 约 8.855% 的 AZ91D 合金的焊缝及熔合区金相组织中就有较多的 α+β 共晶组织。由于固相线偏离平衡固相线,冷却到平衡固相线时并不能结束结晶,甚至冷却到共晶温度以下也会出现少量液相尚未凝固,这些液相发生共晶转变,形成不平衡的共晶组织,即构成焊缝区及熔合区边界附近的离异共晶。

从图 3 可以看出, AZ91D 合金的焊缝微观组织包括较多的 α+β 共晶组织。这些共晶组织弥散分布于焊

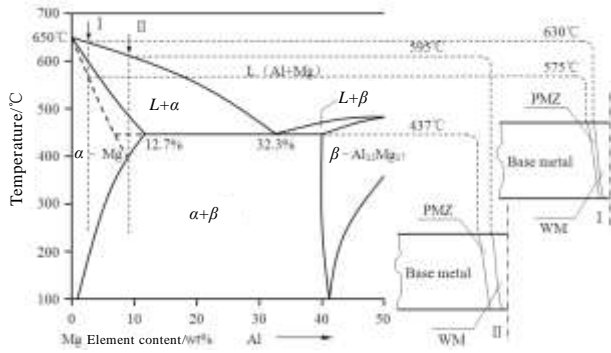


图 4 Mg-Al 二元合金相图及非平衡状态下固液相线示意图  
 Fig.4 Mg-Al binary phase diagram and schematic drawing of non-equilibrium solidus and liquidus

缝，作为 AZ91D 镁合金电子束焊接接头的主要强化相。由于完全熔化的焊缝金属具有比铸造状态下快得多的冷却速度，因此，在焊缝熔融金属区形成了非常细小的微观组织。其组织组成为  $\alpha$ -Mg 基体相、由共晶  $\alpha$  相包围的完全或部分离异共晶  $\beta$  相。焊缝中形成的部分离异共晶组织，其特征为共晶  $\beta$  相颗粒中析出岛状  $\alpha$  共晶，如图 3a 所示。图 3b 为焊缝熔融金属区各组成相的能谱分析，重新凝固的  $\alpha$ -Mg 主相区平均 Al 含量为 8.27%，析出的  $\beta$  相 Al 含量为 22.33%。

从图 4 的 Mg-Al 二元合金相图可以看出，对于 AZ31B 镁合金对应的成分 I，固相线与液相线之间的温度范围远小于成分 II 的 AZ91D 镁合金。并且，由于含 Al 量低，仅为 2.815%，不足以转变为亚共晶型合金，即焊缝仍为固溶体型合金。因此，AZ31B 镁合金的热影响区和 AZ91D 相比更为狭窄，在 200 倍金相显微镜下可以看出，母材区和焊缝区泾渭分明，已经几乎看不到明显的焊缝组织向母材组织过渡的过渡区，如图 5 所示。

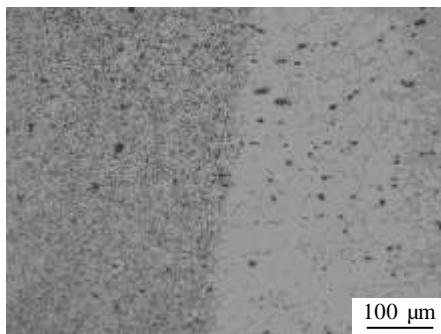


图 5 AZ31B 镁合金焊接接头的组织分区  
 Fig.5 Typical microstructures of AZ31B weld seam from fusion zone to unmelted base metal

## 2.2 显微硬度分布

正是由于 AZ91D 镁合金和 AZ31B 镁合金焊接接头组织特征的上述差异，其硬度分布也应表现出不同的特征。图 6 和图 7 分别为 AZ91D、AZ31B 镁合金焊缝中部显微硬度分布。从图 6 可以看出，对于 AZ91D 镁合金的真空电子束焊缝，不同区间的硬度梯度较为分明。经过焊接热效应的作用，焊缝区得到明显强化，

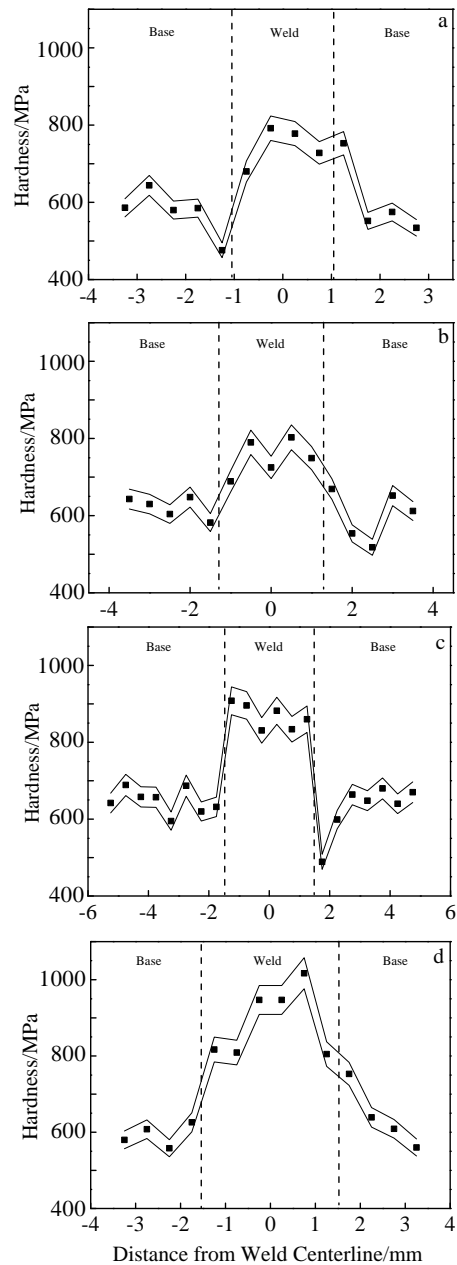


图 6 不同焊接热输入下 AZ91D 镁合金焊缝中部显微硬度变化  
 Fig.6 Microhardness of AZ91D in weld central section under different welding heat input conditions: (a) C1, (b) C2, (c) C3, and (d) C4

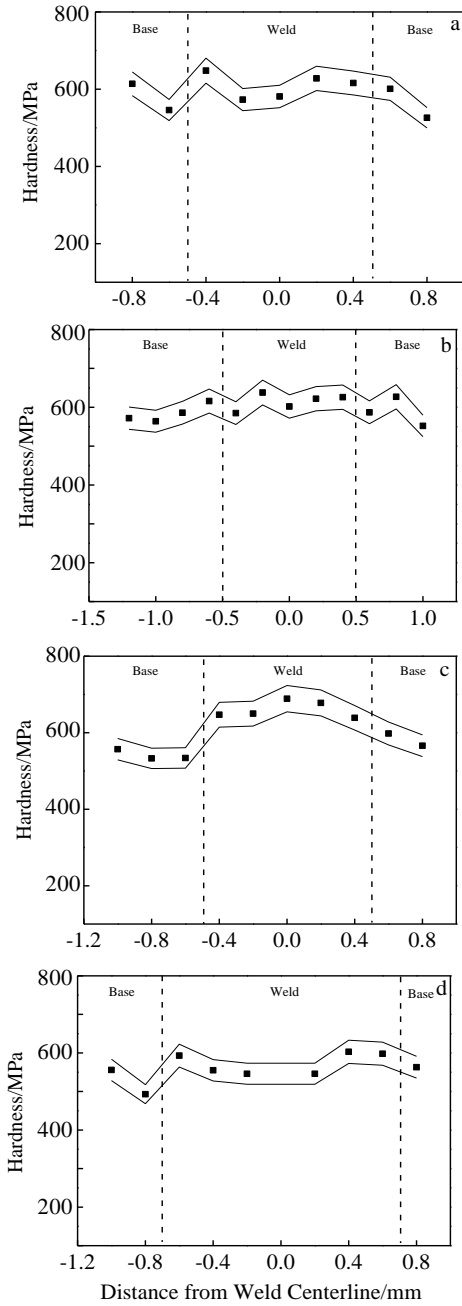


图 7 不同焊接热输入下 AZ31B 镁合金焊缝中部显微硬度变化  
 Fig.7 Microhardness of AZ31B in weld central section under different welding heat input conditions: (a) D1, (b) D2, (c) D3, and (d) D4

使焊缝区硬度高于其他各区。另外，随着热输入的增加，焊缝区的硬度也有升高的趋势。而焊接热影响区并没有表现出很强的规律性，且与母材硬度较为接近。从图 7 可以看出，对于 AZ31B 镁合金的真空电子束焊缝，不同区间的硬度梯度并不明确，焊缝区的强化趋势也不明显，焊缝区的硬度似乎基本与母材一致。

为了进一步说明焊接热效应对焊缝显微硬度的影响，特针对焊缝中轴线进行显微硬度测试，其结果如图 8、9 所示。图 8、9 为表 1、2 所示各焊接工艺下 AZ91D、AZ31B 镁合金焊缝中轴线上显微硬度分布。仅从散点分布上，并不便于看出不同焊接热输入下各试样焊缝显微硬度变化的规律。本研究将各试样焊缝的中轴线硬度分布散点作线性拟合处理，以突出焊接热输入对焊缝硬度变化的影响。从图 8 和图 9 可以看出，根据拟合直线对焊缝显微硬度的表征，对于 AZ91D 和 AZ31B 两种镁合金材料，焊缝中轴线显微硬度随焊接热输入的变化规律正好相反。即对于 AZ91D 镁合金，随着焊接热输入的增加，焊缝显微硬度呈递增趋势，焊接热输入越大，焊缝中轴线上显微硬度越大；对于 AZ31B 镁合金，则呈递减趋势，焊接热输入越大，焊缝中轴线上显微硬度越小。

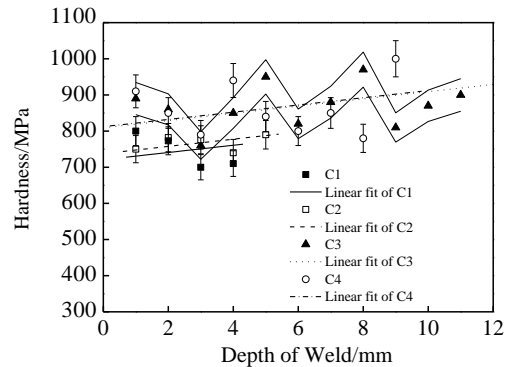


图 8 AZ91D 镁合金焊缝中轴线显微硬度  
 Fig.8 Microhardness of AZ91D magnesium alloy in weld axis

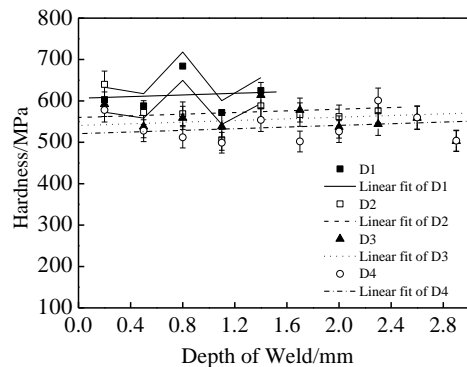


图 9 AZ31B 镁合金焊缝中轴线显微硬度  
 Fig.9 Microhardness of AZ31B magnesium alloy in weld axis

对于真空电子束焊接工艺，焊后冷却速度较快，有利于形成更细小的晶粒，使焊缝硬度得到提高。另外，由于电子束热源极高能量密度的作用产生的合金元素烧损，也可能影响焊缝中的强化相的分布，从而使焊缝硬度产生变化。

为了证明低沸点元素烧损影响焊缝硬度的判断，以 AZ91D 镁合金为例，利用能谱分析仪进一步分析焊接热输入对焊缝金属元素烧损的影响。在 AZ91D 镁合金中，含量最丰富的金属元素为 Mg 元素和 Al 元素，分析讨论即围绕这两种元素展开。分析的区域为不同焊接热输入下焊接得到的焊缝表面和焊缝底部，对这一区域分别进行局部面扫描分析 Mg 元素和 Al 元素的质量分数。

图 10 和图 11 分别为焊接热输入对 AZ91D 镁合金焊缝表面和焊缝底部 Mg 元素和 Al 元素烧损的影响散点图，为了便于分析，对分布散点均作线性拟合处理。从图中可以看出，不论是焊缝表面还是焊缝底部都表现出同一规律，即随着焊接热输入增加，焊缝表面或焊缝底部 Mg 元素的质量分数逐渐降低。因此，焊接热输入越大，低沸点金属元素 Mg 的烧损越显著，在焊缝中的质量分数越少。由于 Al 元素沸点远高于 Mg 元素，相对于 Mg 元素，Al 元素不易出现蒸发烧损。因此，Mg 元素产生上述规律的烧损，使 Al 元素在焊缝中的含量相应增加，在图中表现出与 Mg 元素相反的变化规律，即随着焊接热输入增加，焊缝中的 Al 元素含量逐渐增加。

焊缝中合金元素含量的变化相应带来了焊缝性能的影响。根据上述对焊缝显微硬度的变化规律分析，分别对焊缝表面和焊缝底部检测显微硬度，绘制焊缝

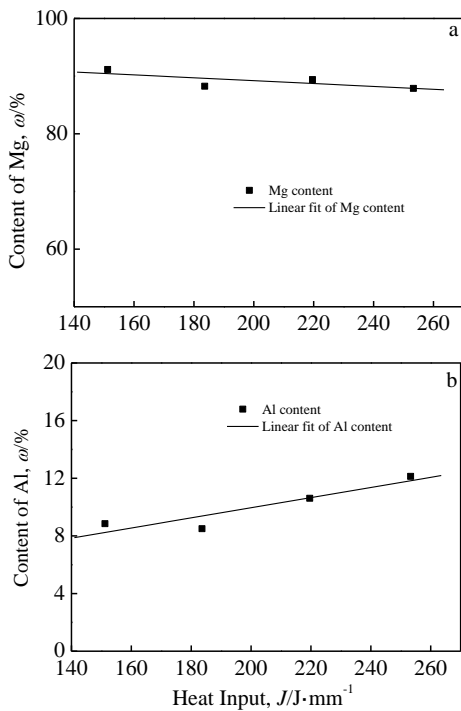


图 10 热输入对 AZ91D 镁合金焊缝表面金属元素烧损的影响  
Fig.10 Influence of heat input on the metallic element loss on the surface of AZ91D weld: (a) Mg and (b) Al

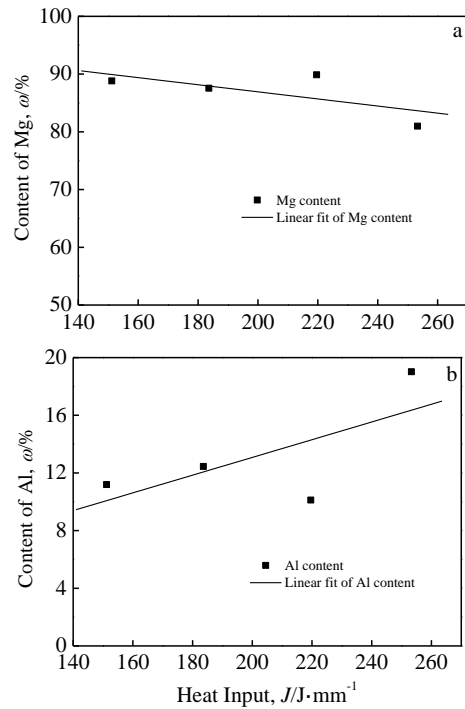


图 11 热输入对 AZ91D 镁合金焊缝底部金属元素烧损的影响  
Fig.11 Influence of heat input on the metallic element loss at the bottom of AZ91D weld: (a) Mg and (b) Al

表面和焊缝底部显微硬度随焊接热输入变化的散点图，并作直线拟合，如图 12 所示。可以看出，随着焊接热输入增加，焊缝表面和焊缝底部的显微硬度相应增大。结合上述对 AZ91D 镁合金焊缝组织演变和对焊缝显微硬度变化规律的分析，并考虑上述焊缝表面和焊缝底部 Mg 元素和 Al 元素含量的变化规律，可以进一步判断，试验中针对 AZ91D 镁合金的 4 种焊接工艺相对于 AZ31B 镁合金的焊接工艺而言，具有相对较大的焊接热输入，影响 AZ91D 试样焊缝显微硬度的主要因素应该为焊缝组织和相结构变化。根据上述电子束焊接热效应对 AZ91D 镁合金焊缝组织演变的影响分析，AZ91D 镁合金中主要金属元素 Mg 具有较低的沸点温度，在较大的焊接热输入作用下极易产生蒸发而出现显著的 Mg 元素烧损。随着 Mg 元素的烧损增加，相当于焊缝中产生 Mg 元素烧损区域的 Al 元素质量分数增加，从而形成更多的强化  $\beta$  相，使焊缝得到强化。因此，随着焊接热输入的增加，AZ91D 镁合金焊缝的显微硬度逐渐提高，如图 8 对拟合直线的比较。这应该是较大热输入下真空电子束焊接镁合金，焊缝得到强化的主要原因。

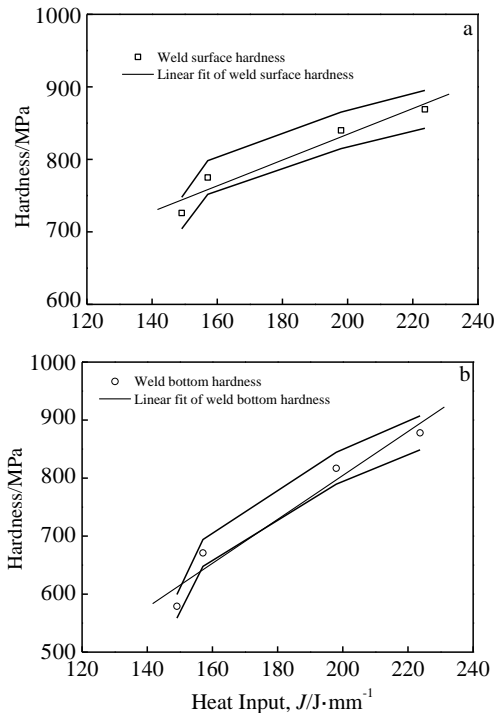


图 12 热输入对 AZ91D 镁合金焊缝不同部位的显微硬度的影响

Fig.12 Influence of heat input on the microhardness in different parts of AZ91D weld: (a) weld surface and (b) weld bottom

### 3 结 论

1) 真空电子束焊接热效应对 AZ91D、AZ31B 镁合金焊缝均有不同程度的强化作用。当焊接热输入较大时,影响 AZ91D 镁合金焊缝硬度的主要因素为因 Mg 元素烧损而产生的强化相变化,焊接热输入越大,产生的强化相越多,焊缝硬度相对较大;当焊接热输入较小时,影响 AZ31B 镁合金焊缝硬度的主要因素为

焊后冷却速度,焊接热输入越小,焊后冷却速度越快,焊缝晶粒越细小,焊缝硬度相对较大。

2) 对 AZ91D 镁合金焊缝表面和焊缝底部 Mg 元素和 Al 元素的能谱分析表明,随着焊接热输入增加,焊缝表面和焊缝底部的低沸点金属元素 Mg 的烧损越显著,在焊缝中的质量含量越少。相对于 Mg 元素,Al 元素蒸发烧损较少。在 Mg 元素产生上述规律的烧损的前提下,随着焊接热输入增加,焊缝中的 Al 元素质量含量逐渐增加。焊缝表面和焊缝底部显微硬度测试结果与 Mg、Al 元素的能谱分析结果具有一致性,进一步证明正是由于焊接热输入的增加造成了更显著的 Mg 元素烧损,生成了更多的强化  $\beta$  相,从而使焊缝硬度得到提高。这应该是较大热输入下真空电子束焊接镁合金,焊缝得到强化的主要原因。

### 参考文献 References

- [1] Asahina T, Ohkubo M. *Journal of Japan Institute of Light Materials*[J], 1994, 44: 210
- [2] Su S F, Huang J C, Lin H K *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33: 1461
- [3] Chi C T, Chao C G. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2007, 182: 369
- [4] Munitz A, Cotler C. *Welding Journal*[J], 2000, 79: 202s
- [5] Wu S H, Huang J C, Wang Y N. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2004, 35: 2455
- [6] Wei P S, Chow Y T. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1992, 23: 81
- [7] Koleva E, Mladenov G, Vutova K. *Vacuum*[J], 1999, 53: 67
- [8] Koleva E. *Vacuum*[J], 2005, 77: 413
- [9] Wang S C, Wei P S. *Metallurgical and Materials Transactions B*[J], 1992, 23: 505
- [10] Mladenov G, Vutova K, Wojcicki S. *Vacuum*[J], 1998, 51: 231

## Influence of Thermal Effect on Micro-hardness of Magnesium Alloy Weld of Vacuum Electron Beam Welding

Luo Yi<sup>1,2</sup>, Xie Xiaojian<sup>1,2</sup>, Wan Rui<sup>1,2</sup>, Zhu Yang<sup>1,2</sup>

(1. Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, China)

(2. Chongqing Municipal Engineering Research Center of Institutions of Higher Education for Special Welding Materials and Technology, Chongqing 400054, China)

**Abstract:** The impact mechanisms of the thermal effect of vacuum electron beam welding on the micro-hardness of AZ91D and AZ31B magnesium alloy weld were studied. The results show that the welding thermal effect exerts its influence on weld hardness differently for AZ91D and AZ31B magnesium alloy. There are two factors affecting the micro-hardness of the weld, including the cooling rate after welding and the burning loss of alloying elements after the action of welding thermal effect. When the welding heat input is large, the main factor affecting the weld hardness of AZ91D magnesium alloy is the increase of strengthening phases because of the burning loss of Mg elements. A larger welding heat input induces more strengthening phases in weld and the weld hardness increases relatively. When the welding heat input is small, the main factor affecting the weld hardness of AZ31B magnesium alloy is the cooling rate after welding. The smaller welding heat input induces faster cooling and solidification rate after welding and then fine grains form, so the weld hardness is relatively high.

**Key words:** vacuum electron beam welding; thermal effect; magnesium alloy; micro-hardness; weld strengthening

---

Corresponding author: Luo Yi, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Chongqing University of Technology, Chongqing 400054, P. R. China, Tel: 0086-23-62563178, E-mail: luoyi@cqut.edu.cn