

多道次 MIG 焊铝合金的焊接界面行为研究

蹇海根^{1,2}, 唐娴敏¹, 欧玲^{1,2}, 汪莹², 尹志民²

(1. 湖南工业大学, 湖南 株洲 412007)

(2. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用自制填充焊丝多道次 MIG 焊接 8 mm 厚铝镁合金板材, 运用金相、扫描、X 射线衍射以及电子背散射衍射(EBSD)等观测分析手段对焊接接头进行了微观组织分析。结果表明, 焊缝区为典型的铸态组织, 不存在明显的择优取向问题。但由于多道次焊接过程中焊接热循环的综合叠加效应, 以及交界面两侧组织结构的相似性, 相比较而言, 靠近焊道交界处再加热粗晶热影响区的晶粒更倾向于外延生长, 织构比细晶层和焊缝区更强烈一些, 且晶粒长大明显, 显微硬度更低, 残余应力仅次于焊缝底端, 成为焊接接头的薄弱环节。

关键词: 铝镁合金; 焊缝; 粗晶热影响区; 织构

中图分类号: TG406

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)02-0415-06

铝镁合金属于典型的不可热处理强化合金, 具有中强可焊、耐腐蚀性好等特点, 一般通过微合金化和加工硬化等手段来改善其综合性能^[1,2]。该研究所用的焊接基材为船用 5A01 铝镁合金, 由于船舶结构合理化和轻量化的需要, 该合金在大型船舶的上层结构和舾装件上得到了广泛应用^[3,4]。

先进的船舶焊接技术在提高造船生产效率、降低成本及减重方面的作用不可小视, 且焊接方法很多, 目前已有 40 多种焊接工艺方法获得相关船级社的认可。熔化极气体保护电弧焊(MIG)是采用可熔化的焊丝与被焊工件之间的电弧作为热源来熔化焊丝与基材金属, 该方法焊接质量好, 效率高, 易实现自动和半自动操作。相比于钨极氩弧焊(TIG)、搅拌摩擦焊(FSW)等焊接方法, MIG 焊是目前用得最多的一种焊接方法, 也是自动线上和焊接机器人的首选熔焊方法, 且占全球焊接总量的 60%以上^[5-7]。目前, 关于铝镁系合金的焊接及其焊接接头的研究已经较多, 但是对多道次 MIG 焊焊接接头界面行为的研究还鲜有报道^[8-10]。基于此作者选择自制 5B01 配用焊丝对 8 mm 厚 5A01 板材进行多道次 MIG 焊^[11], 运用金相、扫描组织观察及背散射电子衍射(EBSD)分析技术对焊缝进行微观组织研究, 并进一步探讨焊道交界面区域晶粒形成及长大作用机制。

1 实验

采用 8 mm 厚 5A01 合金稳定化退火板材为焊接基

材, 其主要化学成分(质量分数, %, 下同)为: Mg6.58, Mn0.55, Cr0.2, Zr0.15, Al 余量。填充金属选择与基材相近的高镁 5B01 合金焊丝, 其主要化学成分为: Mg5.73, Mn0.49, Cr0.15, Zr0.15, Al 余量。

焊接前需对焊件表面进行清理, 用丙酮或乙醇擦拭后, 再用钢丝刷将焊接区域表面刷净, 表面处理后 8 h 内完成手工施焊。本试验采用日本松下 YD-400GE 焊机, 在单一惰性 99.99%Ar 气体保护下进行 MIG 手工焊。焊接采用 3 层 4 道焊, 第 1 层为打底焊, 第 2 层为填充焊, 第 3 层为覆面 2 道焊。

采用线切割的方法分别截取焊接接头试样, 机械抛光后, 在 HVA-10A 型低负荷维氏硬度计上沿垂直于焊道方向对焊接接头横截面进行显微硬度测试, 分别在距离焊缝底端 2 mm (1/4 处)、4 mm (1/2 处)及 6 mm (3/4 处) 3 个水平路径上每隔 0.5 mm 测量 1 个硬度值, 负荷 50 g, 持续时间 15 s。焊接接头宏观形貌及显微硬度试验示意图如图 1 所示。

金相显微组织观察需先进行阳极覆膜, 溶液配比为 1000 mL H₂O+30 mL HF+11 g H₃BO₃, 实验过程中适当调整电压使电流保持在 0.1~0.2 mA, 覆膜时间为 90 s。为了进一步观察焊接接头的微观组织情况, 取样预磨、机械抛光及电解抛光后进行 EBSD 观察分析, 获取焊接接头的晶体学信息。

2 结果与分析

收稿日期: 2015-02-06

基金项目: 国家自然科学基金(51301065); 湖南省自然科学基金(14JJ7067)

作者简介: 蹇海根, 男, 1980 年生, 博士, 副教授, 湖南工业大学冶金工程学院, 湖南 株洲 412007, 电话: 0731-22183452, E-mail: jianhaigen2001@163.com

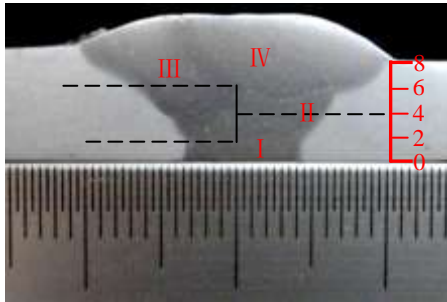


图 1 焊接接头显微硬度试验示意图

Fig.1 Schematic diagram for microhardness text in welded joint

2.1 显微组织观察

选取第 1、2、4 道焊与基体界面及第 2、3、4 道焊交界面处分别进行金相组织观察，其结果如图 2 所示。由图可知，焊接热影响区发生一定程度的再结晶，表现为晶粒粗化。焊缝区由于微量元素 Zr 细化焊缝组织的作用，主要由细小等轴晶组成。在第 1、2、4 道焊熔池边界，近基材处主要以细晶组织为主，并沿熔池边界形成一层细晶层。但是，在第 2、3、4 道焊交界处存在明显

的粗晶组织，且沿散热方向呈现一定的方向性，本实验将这个区域命名为再加热粗晶热影响区。

在铝合金焊缝金属中，主要由焊丝和基材焊接时来不及完全溶解而残留下来的 Al_3Zr 粒子提供非均质形核核心，从而促进焊缝区细小等轴晶的形成。这是因为， Al_3Zr 粒子无论是晶格类型 (LI_2 型) 还是晶格尺寸均与 $\alpha(Al)$ 基体极为相近，且错配度非常小，符合“界面共格对应原则”，从而在焊接冷凝过程中作为良好的非均质晶核优先析出，促使焊缝区晶粒细化^[12]。本焊接试验采用自行研制的铝镁合金焊丝，冶炼时通过优化合金成分设计确保足够数量的形核核心，并进行一定程度均匀化处理，析出大量的 Al_3Zr 粒子保证焊缝金属内有足够数量形核颗粒保存下来，促使焊缝区等轴晶的形成。

焊接熔池边界为固液相的相界面，具有最大温度梯度，且高温停留时间短。考虑焊缝边缘的凝固条件和 Al-Zr 二元相图，933.5 K 的富铝角存在一包晶反应，而等轴细晶晶核就来源于该包晶反应所生成的 α 晶胚。若存在 Al_3Zr 粒子，在冷凝固前发生包晶反应生成的 α 晶胚极易形成细小等轴非枝晶组成的细晶层^[13]。焊接时该区域温度和焊丝溶体流动条件既不足以使 Al_3Zr

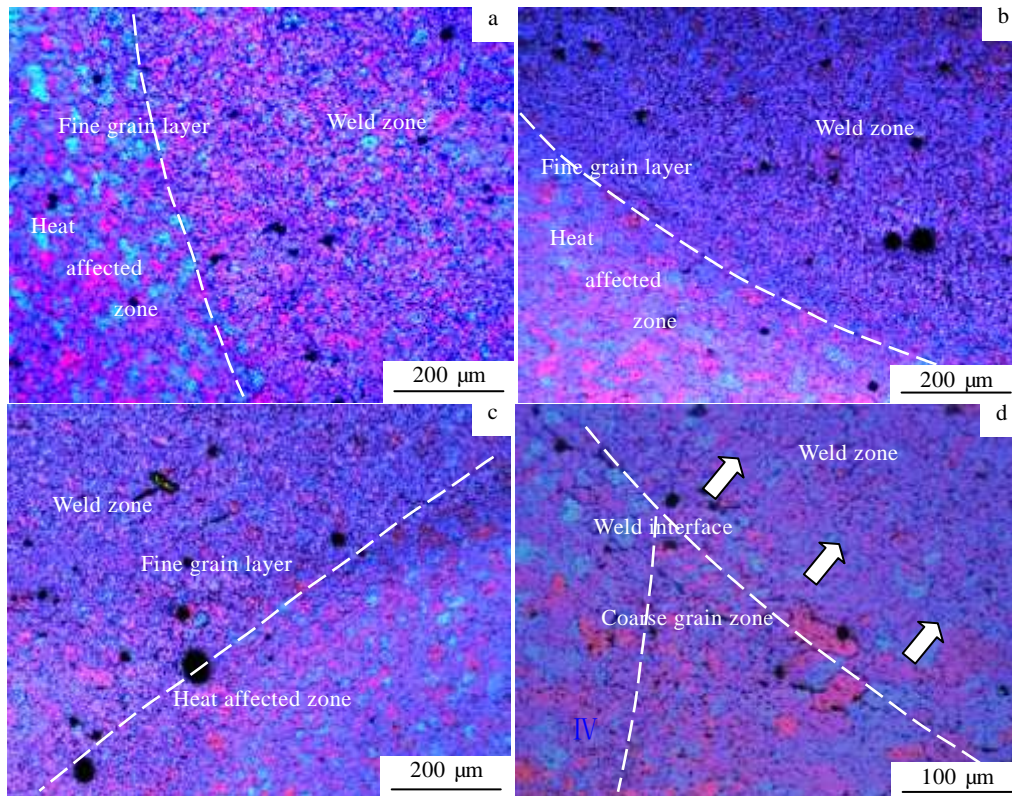


图 2 焊缝界面金相组织照片

Fig.2 Microstructures of weld interface of the first pass welding (a), the second pass welding (b), the fourth pass welding (c), and the fourth pass welding with the second and the third pass welding (d)

颗粒充分溶解，也不能使其卷入熔池内，这部分 Al_3Zr 颗粒在靠近焊缝边缘区域中保存下来成为形核核心，促进了等轴晶的形成，于是在焊接熔池边界处出现一层等轴细晶组织。

在多道次焊接工艺中，前一焊道的焊缝区成为后一焊道的热影响区和熔池边界。在第 2、3、4 道焊交界面，第 4 道焊的基体即为前两道焊的凝固金属，边界两侧均为相同的铸态组织，且亚稳态 Al_3Zr 粒子具有相同的晶体结构，结构的相似性减小了第 4 道焊的基材(即第 2、3 道焊形成的凝固金属)与焊缝之间的晶粒取向差，从而非常有利于外延生长，沿着散热方向晶粒生长呈现出了一定的方向性，如图 2d 箭头所示方向。同时，由于多次焊接热循环的综合叠加作用，形成的再加热粗晶热影响区进一步粗化形成明显的粗晶区。

同时，图 2 中还可以观察到焊接界面附近区域有一些气孔的存在。通过高倍扫描形貌观察发现，沿着两焊道界面附近存在着大小不等的气孔，其中最大气孔的尺寸达到 $220\ \mu m \times 300\ \mu m$ 左右，如图 3 所示。

2.2 显微硬度测试

由于焊接气孔的存在，使得焊道交界区域附近成为焊接接头的一个薄弱环节，通过显微硬度测试也得到了

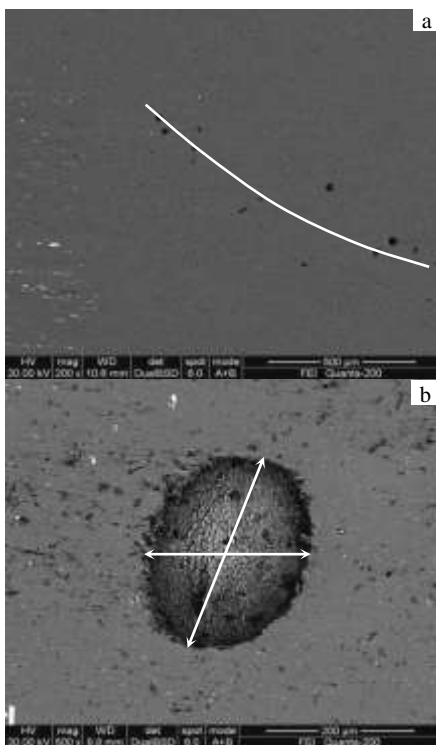


图 3 焊接气孔形貌观察

Fig.3 Feature observation of the interface of the third pass welding with the second pass welding (a) and a welding bubble (b)

印证。焊接接头横截面显微硬度分布情况如图 4 所示。由图可知，3 条不同水平测试路径的硬度值变化趋势基本相近，两焊道交界处的显微硬度相对焊缝中心要低，而由于粗晶区的存在，在第 2、3、4 道焊交界处附近显微硬度值最低。

2.3 EBSD 分析

焊接接头 EBSD 微取向图如图 5 所示，其中灰度的亮度值大小代表晶粒的不同取向。根据 EBSD 测试结果可以看出，焊接接头存在着不同亮度值的晶粒，说明焊缝区没有明显的择优取向问题，属于典型的铸态组织。

同时，分别对熔池边界细晶层、再加热粗晶热影响区及焊缝区进行 OIM 分析，得到的结果如图 6 所示。

从焊接接头的反极图可以看出，焊缝区存在着微弱的 $\langle 110 \rangle$ 附近的织构，细晶层、再加热粗晶热影响区及焊缝区的 $\langle 110 \rangle$ 织构的强度 I 分别为 1.9, 4.4 和 1.6。相比较而言，再加热粗晶热影响区的织构强度要大于细晶层和焊缝区，这是由于焊道交界面两侧的结构相似性导致晶粒外延生长，且在多次焊接热循环强烈影响下，导致晶体的晶面发生了部分变化，只有某些取向的晶粒能够生长，而其他取向的生长受到抑制，这也就使得再加热粗晶热影响区的织构相对要明显一些。由于焊缝区为冷凝铸态组织，整体而言织构却并不强烈^[14]。

2.4 残余应力模拟与计算

采用 ANSYS “生死”单元技术实现多层焊中焊缝填充的动态过程，模拟得到焊接应力场的分布规律，并运用 XRD 分析技术测试焊接接头关键点位置的残余应力。由于焊接接头左右严格对称，划分单元时不涉及单元变形对计算结果精度的影响，选择四节点平面四边形热单元 PLANE55 和八节点六面体热单元 SOLID70。在建模过程中，PLANE55 作为过渡单元，最后全部转化为 SOLID70 单元。在焊缝处温度梯度变化大，采用细

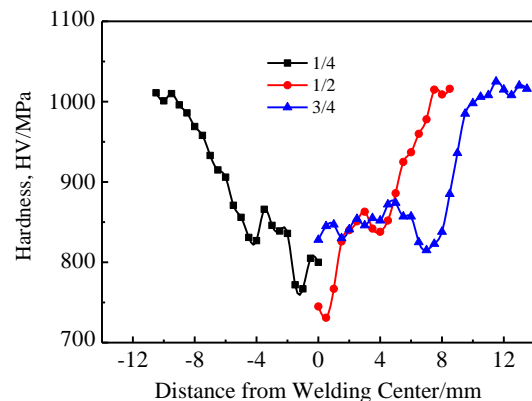


图 4 焊接接头显微硬度分布图

Fig.4 Microhardness distribution diagram of welding joint

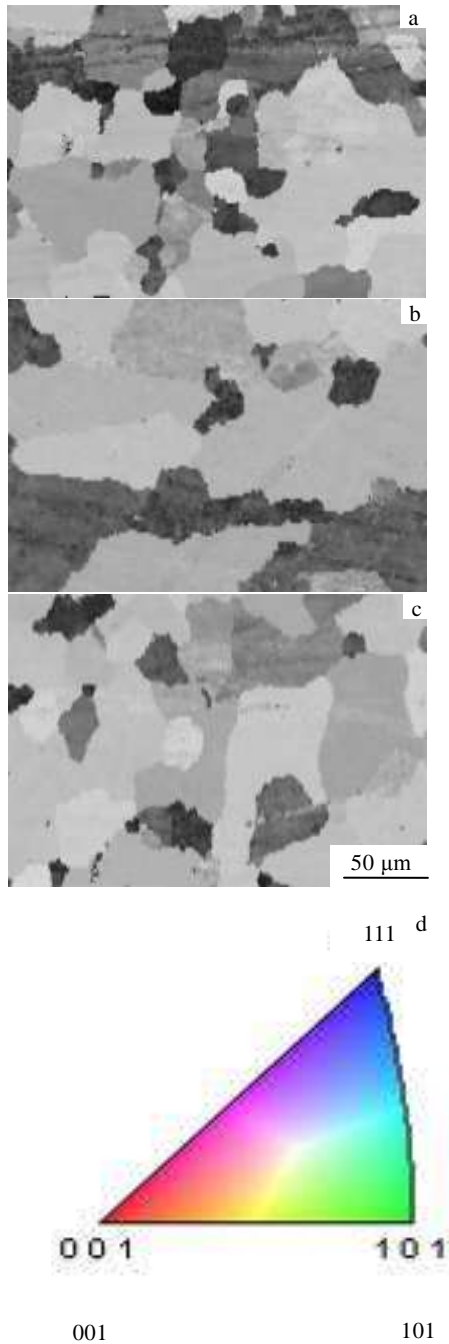


图 5 焊接接头 EBSD 分析

Fig.5 EBSD analysis of fine grain layer (a), coarse grain zone (b), welding zone (c); and the color coded map (d)

密的网格,而在远离焊缝的区域,采用相对稀疏的网格,远离焊缝处的单元按一定比例增大。采用关键点建立线面,对线面进行映射网格划分,最后得到有限元模型如图 7 所示。其中,有限元模型中关键节点 1, 16, 35, 142 分别对应着焊缝的底端、熔池边界、焊道交界处及热影响区。

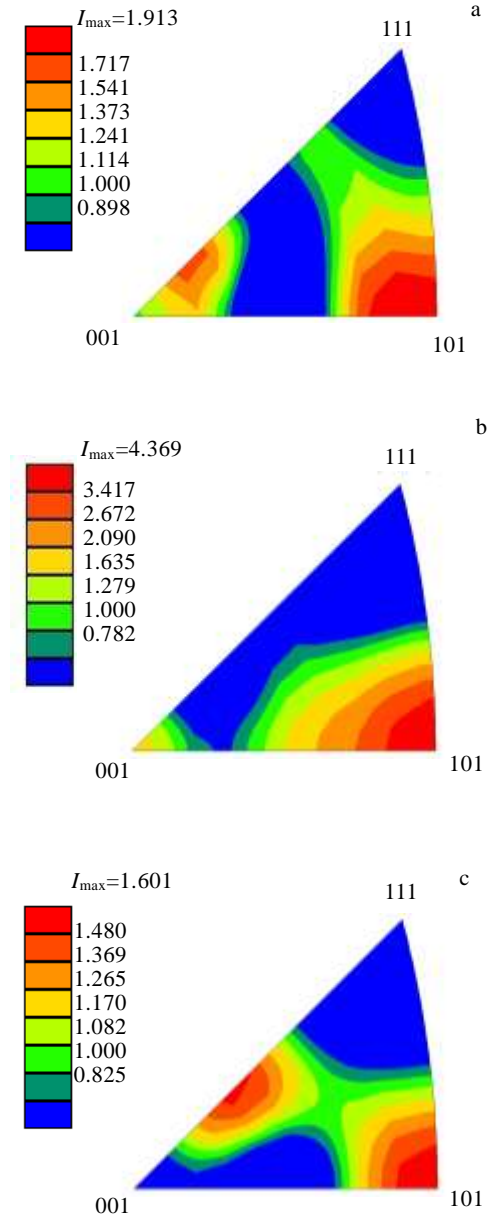


图 6 焊接接头{001}反极图

Fig.6 {001} inverse pole figure of fine grain layer (a), coarse grain zone (b), and welding zone (c)

图 8 为各节点焊接残余应力-时间关系曲线。从图 8 可以看出,随着时间的增加,焊缝区节点 1, 16, 35 各点的应力值单调上升,而远离焊缝区的节点 142 则是先快速升高后逐渐降低。这是因为焊缝的成形是一个快速的激冷过程,焊接过程中存在着很大的温度梯度,不均匀的温度场会引起很大的瞬态焊接应力和变形,残余应力逐渐升高。而远离焊缝中心的热影响区,由于热传导作用使得节点 142 位置在随后的再结晶过程中消除了部分残余应力,应力值又开始缓慢下降。

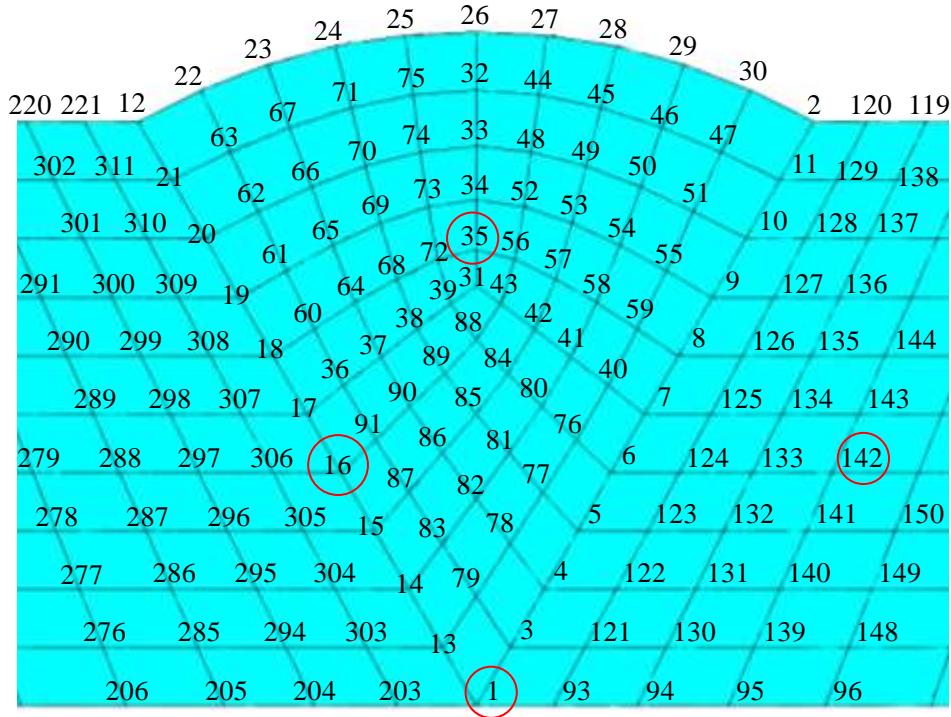


图 7 有限元模型节点分布图

Fig.7 Node distribution diagram of finite element model

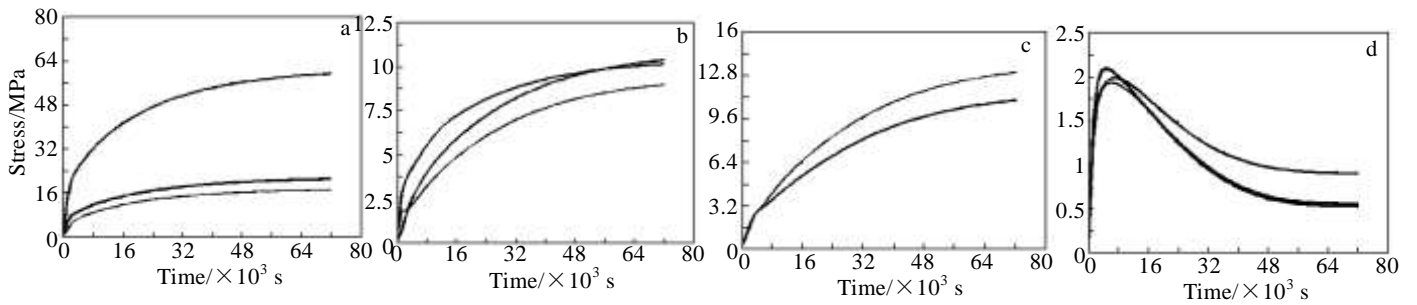


图 8 各节点焊接残余应力-时间关系

Fig.8 Relationship between the residual stress and time of node 1 (a), node 16 (b), node 35 (c), and node 142 (d)

在有限元模型中，同一个节点周围有若干个单元，比如节点 1 周围只有 3 个单元，而这些单元的应力均值就是该节点的应力值。所以，相比较而言，焊接构件冷却之后的应力，节点 1 位置的应力最大，焊道交界处节点 35 的应力次之，而处于热影响区的节点 142 的应力最小，具体各节点的残余应力值 R_r 列于表 1 中。

采用 E. Mchearauch 提出的 X 射线应力测定 $\sin^2\psi$ 法，选取倾斜角 ψ 为 0° 、 15° 、 30° 和 45° ，测量不同 ψ 时同一晶面 Al (420) 的晶面间距 d ，然后将这些 d 值以 $\sin^2\psi$ 为坐标绘图，求解出表面残余应力值 R_r 如表 2 所示。

从测试结果来看，选取的这几个节点均存在较低的拉应力，说明焊接过程中变形量小，焊接构件较稳定。跟数值模拟计算得到的残余应力值对比发现，节点 16、35 和 142 3 个位置吻合度好，而节点 1 出现了较大的

偏差，这可能是由于 XRD 测试应力取样的时候磨平了焊接垫底，消除了大部分残余应力而出现应力松弛的缘故。

表 1 模拟计算各关键节点的残余应力值

Table 1 Residual stress values of some key nodes by simulation

Nodes	1	16	35	142
R_r/MPa	16.2	9	12	0.6

表 2 XRD 测试各关键节点的残余应力

Table 2 Residual stress values of some key nodes by XRD

Nodes	1	16	35	142
R_r/MPa	4.7	8.4	11.5	0.6

3 结 论

1) 在外延生长机制和热循环影响作用下, 各焊道交界区域形成了再加热粗晶热影响区。与熔池边界和焊缝区相比, 该区域晶粒粗化明显, 显微硬度值最低, 成为焊接接头最薄弱的部分。其焊接残余应力为 11.5 MPa, 高于熔池边界和热影响区, 仅次于焊缝底端, 且与有限元模拟结果吻合度较高, 而底端由于铣磨掉焊接垫底导致应力松弛, 测试结果偏差较大。

2) 多道次焊接过程中, 前一道焊的焊缝区即为下一道焊的熔池边界, 由于焊道交界面两侧组织结构的相似性, 晶粒更倾向于外延生长, 沿散热方向呈现一定的方向性。细晶层、再加热粗晶热影响区及焊缝区的 $\langle 110 \rangle$ 织构强度 I 分别约为 1.9, 4.4 和 1.6。相比较而言, 粗晶区择优取向问题更明显, 但焊缝整体织构并不强烈。

参考文献 References

- [1] Luo Binhui(罗兵辉), Shan Yimin(单毅敏), Bo Zhenhai(柏振海). *Journal of Central South University*(中南大学学报)[J], 2007, 38(5): 802
- [2] Arild H Clausen, Tore Borvik, Odd S Hopperstad *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2004, 364: 260
- [3] Chen Shujun(陈树君), Xia Yu(夏羽), Yu Yang(于洋) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 352
- [4] Luo Binhui(罗兵辉), Bo Zhenhai(柏振海). *Journal of Central South University of Technology*(中南工业大学学报)[J], 1998, 29(6): 570
- [5] Liu Hong, Zhao Gang, Liu Chunming *et al. Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2006, 16: 376
- [6] Rebaiguemini, Abdelhamid Boubertakha, Gordon Winston Lorimer. *J Alloy Compd*[J], 2009, 486: 451
- [7] Yang Zonghui(杨宗辉), Sun Xiaochun(孙孝纯). *Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2003, 153(6): 19
- [8] Xie Jianhe(谢剑和), Chen Hui(陈辉), Zhao Junjing(赵军静). *Electric Welding Machine*(电焊机)[J], 2001, 41(4): 81
- [9] Zhao J, Jiang F, Jian H G *et al. Mater Des*[J], 2010, 31: 306
- [10] Li Zhaolu(李绍禄), Pan Qinglin(潘青林), Chen Xianming(陈显明) *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 2003, 26(1): 11
- [11] Jian Haigen(蹇海根), Xie Xinger(谢幸儿), Shan Biao(单彪) *et al. Journal of Hunan University of Technology*(湖南工业大学学报)[J], 2013, 27(1): 81
- [12] Xie Youhua(谢优华), Yang Shoujie(杨守杰), Dai Shenglong(戴圣龙) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2002, 22(4): 56
- [13] Jiang F, Yin Z M, Huang B Y *et al. J Rare Earth*[J], 2004, 22(5): 600
- [14] Mao W M. *J Mater Sci Technol*[J], 1990, 6(4): 257

Interface Behavior of Aluminum Alloy by Multipass MIG Welding

Jian Haigen^{1,2}, Tang Xianmin¹, Ou Ling^{1,2}, Wang Ying², Yin Zhimin²

(1. Hunan University of Technology, Zhuzhou 412007, China)

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Al-Mg alloy plates with 8 mm thickness were welded by multipass MIG welding with the self-made wires as filler material, and microstructure of the welded joint were examined by metallographic, scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction and electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that the weld zone is typical casting microstructure with no obvious preferred orientation. Comparatively, grains are more inclined to epitaxial growth, and the texture in reheating coarse grain heat-affected zone is more obvious than fine grain layer and weld zone because of the comprehensive additive effect of welding thermal cycle and the structural similarity on the interface during multipass welding. Besides, the grain growth is more apparent, microhardness is lower, and the residual stress value is only second to weld bottom, which is the weakest link.

Key words: Al-Mg alloy; welding seam; coarse grain heat-affected zone; texture

Corresponding author: Tang Xianmin, School of Metallurgical Engineering, Hunan University of Technology, Zhuzhou 412007, P. R. China, Tel: 0086-731-22183467, E-mail: 68357964@qq.com