

Q960 钢/6061 铝合金 MIG 焊接头组织性能研究

户佩佩¹, 赵媛媛¹, 李恒², 邢峰²

(1. 河南机电职业学院, 河南 郑州 451191; 2. 郑州大学 材料科学与工程学院, 河南 郑州 450001)

摘要:研究了焊接工艺参数对 Q960 钢 / 6061 铝合金 MIG 焊成形以及接头界面区微观组织、物相组成和拉伸性能的影响。结果表明, Q960/6061MIG 焊接头的熔深、熔宽和余高都随着焊接电流增加而增大, 随着焊接速度增大而减小; 界面区由靠近 Q960 钢侧的 Fe_2Al_5 相和靠近 6061 铝合金侧的 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相组成。焊接电流为 85~125 A、焊接速度为 35~55 cm/min 时可以取得较好的成形效果; 焊接电流为 105 A、焊接速度为 45 cm/min 时可以获得较好的焊接质量, 抗拉强度最大。接头的断裂位置均位于界面区, 这主要与界面区存在硬脆金属间化合物 Fe_2Al_5 和 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 有关。

关键词: Q960 钢; 6061 铝合金; MIG 焊

DOI: 10.14158/j.cnki.1001-3814.20201588

中图分类号: TG444+.74

文献标识码: A

文章编号: 1001-3814(2022)11-0132-05

Microstructure and Properties of Q960 Steel / 6061 Aluminum Alloy MIG Welded Joint

HU Peipei¹, ZHAO Yuanyuan¹, LI Heng², XING Feng²

(1. Henan Vocational College of Mechanical and Electrical Engineering, Zhengzhou 451191, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: The effects of welding parameters on the MIG weld forming of Q960 steel / 6061 aluminum alloy and the microstructure, phase composition of interface and tensile properties of the welded joints were studied. The results show that the weld penetration, weld width and reinforcement of Q960 steel / 6061 aluminum alloy MIG welding joint increase with the increase of welding current and decrease with the increase of welding speed; the interface zone consists of Fe_2Al_5 phase near Q960 steel side and $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ phase near 6061 aluminum alloy side. The better forming effect can be obtained when the welding current is 85–125 A and the welding speed is 35–55 cm / min. When the welding current is 105 A and the welding speed is 45 cm / min, MIG welding joint with good quality can be obtained, the tensile strength is the maximum. The fracture position of the joints is located in the interface area, which is mainly related to the hard brittle intermetallic compound Fe_2Al_5 and $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ in the interface area.

Key words: Q960 steel; 6061 aluminum alloy; MIG welding

钢 / 铝异种金属焊接是实现汽车轻量化和促进节能减排的有效途径, 然而由于钢 / 铝异种金属自身的热物性(熔点、导热系数等)存在较大差异^[1], 钢 / 铝异种金属的连接性较差, 可焊性工艺窗口较窄, 如何实现钢 / 铝异种金属的有效连接是需要继续攻克的技术难题^[2-3]。熔化极气体保护焊(MIG 焊)作为目前钢 / 铝焊接中较为常见的焊接方法, 由于焊接效率高、变形小、焊接质量稳定等特性^[4]而被广泛应用于汽车、轨道交通等领域。然而, 实际焊接过程中

需要控制的焊接工艺参数较多, 如焊接坡口角度、焊丝位置、焊枪角度、焊接电流和焊接速度等^[5-6]。不同焊接工艺参数通过人为控制的方法存在较大的误差且稳定性难以保证, 在此基础上, 课题组通过在 MIG 焊接系统中嵌入可编程逻辑控制器(PLC)的方法有效实现了焊接工艺参数的精准控制, 不同焊接工艺下焊接接头的焊接质量较为稳定, 已应用于工业生产。然而, 将 PLC 控制应用于钢 / 铝异种金属焊接方面的研究未见报道^[7-9]。基于 PLC 控制的焊接工艺参数对 Q960/6061MIG 焊接头组织与性能的影响研究, 将有助于实现 Q960/6061 的有效连接, 提升焊接质量的同时, 克服工艺窗口较窄和焊接接头质量不稳定等问题。

收稿日期: 2020-07-01

基金项目: 中国博士后科学基金资助项目(20170410886); 河南省自然科学基金项目(411063117)

作者简介: 户佩佩(1987-), 女, 河南新郑人, 讲师, 研究方向为机械加工与制造; 电话: 0371-85901109; E-mail: peipeihu87@sina.com

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验基材为 150 mm×50 mm×4 mm 的 Q960 钢板和 6061 铝合金板，化学成分分别如表 1、2 所示。Q960 钢的原始组织为珠光体 + 贝氏体，抗拉强度和屈服强度分别为 1066、970 MPa，断后伸长率为 13.5%。6061 铝合金的原始组织为 α-Al 固溶体，抗拉强度和屈服强度分别为 320、285 MPa，断后伸长率为 12.5%。MIG 焊的填充材料为 φ1.6 mm 的 ER5087 焊丝，化学成分见表 2。

表 1 Q960 钢的化学成分(质量分数,%)
Tab.1 Chemical composition of Q960 steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	Fe
0.18	0.27	1.33	0.010	0.003	0.45	0.37	0.017	余量

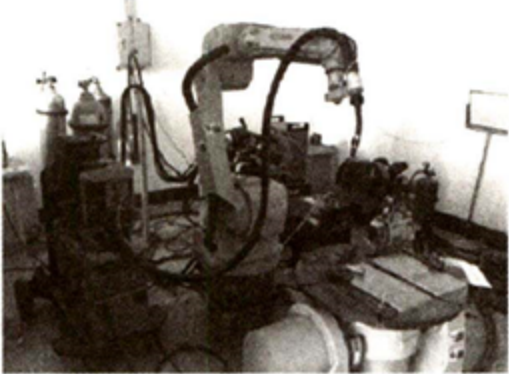
表 2 6061 铝合金和焊丝的化学成分(质量分数,%)
Tab.2 Chemical composition of 6061 aluminum alloy and welding wire (wt%)

材料	Si	Mn	Mg	Cr	Fe	Cu	Zn	Ti	Zr	Al
6061	0.52	0.10	1.01	0.08	0.16	0.19	0.03	0.015	-	余量
ER5087	0.18	0.83	4.64	0.11	0.25	0.03	0.09	0.10	0.12	余量

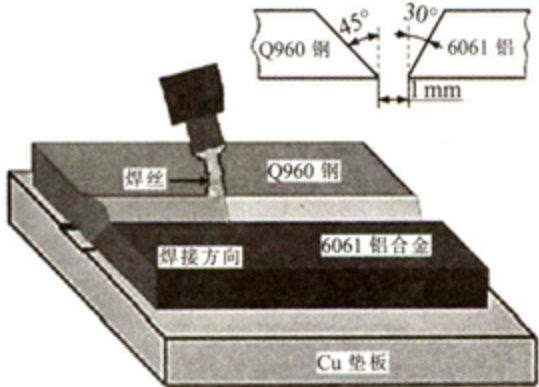
1.2 MIG 焊

图 1 为 Q960/6061MIG 焊接系统与焊接示意图。MIG 焊接系统包括焊机、弧焊机器人、PLC 控制系统等。

Q960/6061 坡口预先经过打磨、清洗和吹干，对



(a)MIG 焊接系统



(b)焊接示意图

图 1 MIG 焊接系统与焊接示意图

Fig.1 MIG welding system and welding diagram

接位置放置后在底部垫上 Cu 板，钢 / 铝坡口根部间隙为 1 mm；采用 PLC 控制焊接工艺参数，包括焊丝干伸长度(19 mm)、电弧电压(19~21 V)、氩气流量 13 L/min、预通气时间 2 s、焊接过程中持续通气时间 3 s、焊枪角度 12°以及焊接电流和焊接速度等，焊接过程中焊丝指向钢坡口侧中部区域。

1.3 测试与表征

采用 Nikon 数码相机拍摄不同焊接工艺下焊接接头的宏观形貌；采用线切割方法将焊接接头加工成剖面金相试样，经机械磨抛和腐蚀后置于 Nikon 数码相机和 Leica DM6M 型光学显微镜下观察并测试 MIG 焊接头熔宽、熔深和余高^[10]；采用日本电子 IT300 型扫描电镜对焊接头界面区进行形貌观察和元素线扫描分析；采用帕纳科 Empyrean 锐影 X 射线衍射仪对界面区物相组成进行测试；室温拉伸性能测试在 MTS-810 型液压万能拉伸试验机上进行，拉伸速率为 0.5 mm/min，取 3 根试样的平均值作为测试结果，拉伸试样尺寸如图 2 所示。

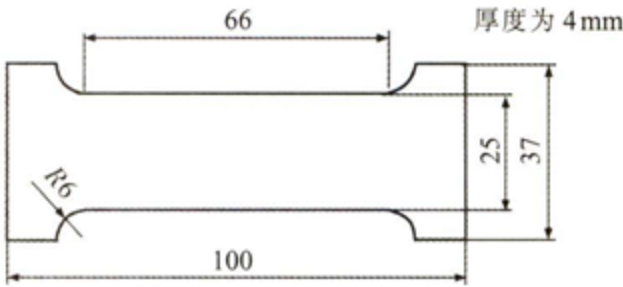


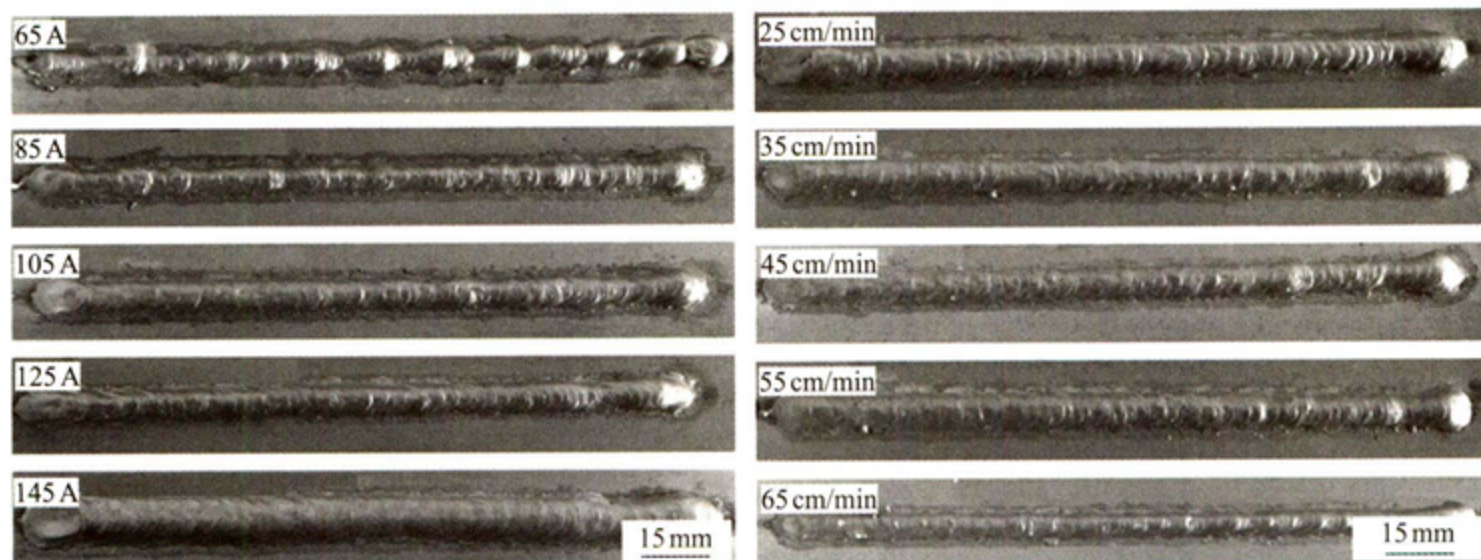
图 2 拉伸试样尺寸(mm)

Fig.2 Tensile specimen's sizes(mm)

2 试验结果与分析

2.1 焊缝成形

图 3 为不同参数下的 Q960/6061MIG 焊接头的表面形貌，图 4 为相应的 Q960/6061MIG 焊接头尺寸，焊接过程中通过 PLC 控制焊接工艺参数。从不同焊接电流下 MIG 焊接头的表面形貌和接头尺寸上看，较小的焊接电流下 MIG 焊接头成形质量较差，在较高的焊接电流下焊接接头成形质量得到改善，接头熔深、熔宽和余高都随着焊接电流增加而逐渐增大，这主要是因为较小焊接电流下焊接热输入较低，熔池中液态金属流动性较差，而较大焊接电流下焊接热输入增加，焊丝和母材的熔化量增多，熔池中的液态金属的流动性和成形性都有所改善的缘故^[11]。从不同焊接速度下 MIG 焊接头的表面形貌和接头尺寸来看，焊缝熔深、熔宽和余高会随着焊接速度增大而逐渐减小，这主要是因为其它焊接工艺



(a) 焊接速度为 45 cm/min, 不同焊接电流

(b) 焊接电流为 105 A, 不同焊接速度

图 3 Q960/6061MIG 焊接头的表面形貌
Fig.3 Surface morphologies of Q960 / 6061 MIG welding joints

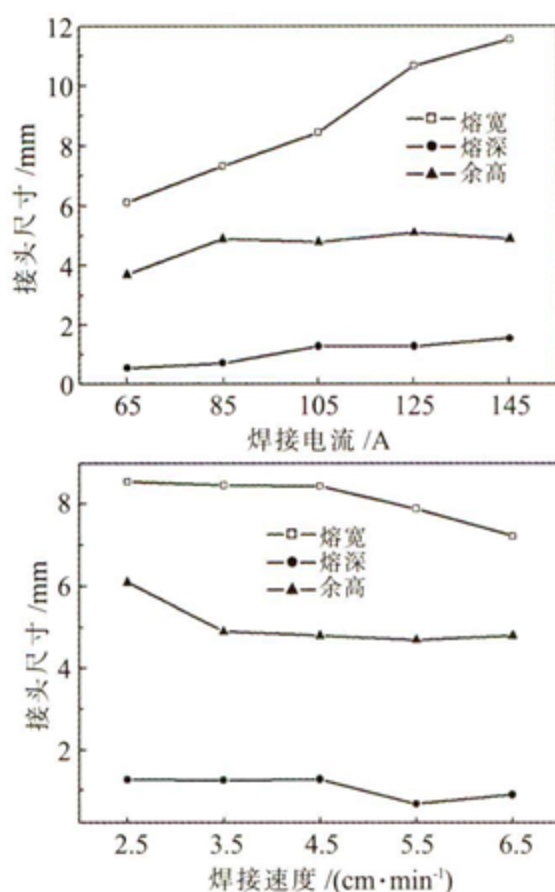


图 4 焊接参数对 Q960/6061MIG 焊接头尺寸的影响
Fig.4 Effect of welding parameters on sizes of Q960 / 6061 MIG welding joints

参数不变条件下,焊接速度的增加会减小单位长度上的热输入^[12]。综合焊接电流和焊接速度对 Q960/6061MIG 焊接头的影响来看,焊接电流为 85~125 A、焊接速度为 35~55 cm/min 时可以取得较好的成形效果。

2.2 接头界面区组织

图 5 为焊接电流对 Q960/6061MIG 焊接头界面区形貌的影响,焊接速度为 45 cm/min。对比分析可知,靠近钢侧的界面处存在厚度不等的金属间化合物层,且界面处的裂纹主要沿着脆性金属间化合物层扩展;随着焊接电流从 95 A 增加至 125 A 时,界

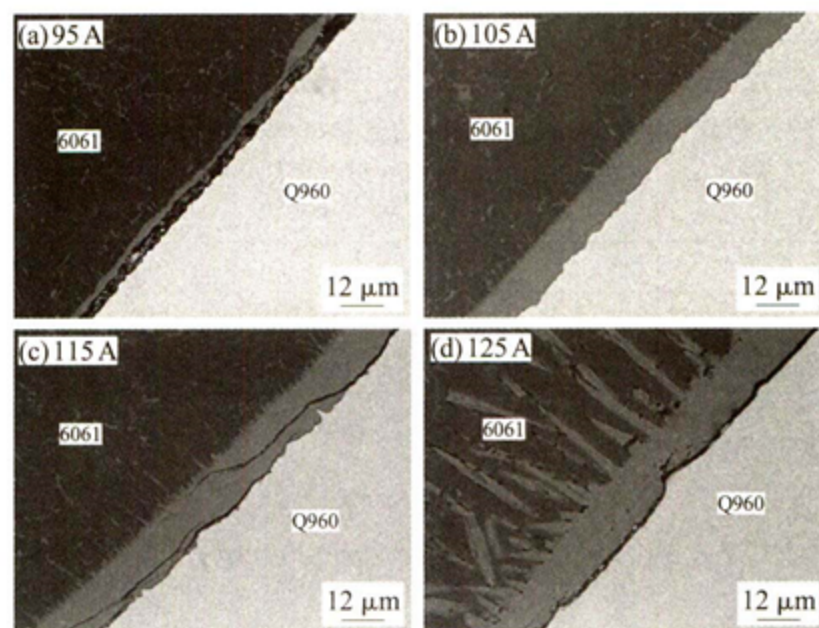


图 5 不同焊接电流下 Q960/6061MIG 焊接头界面区的形貌
Fig.5 Interfacial morphologies of Q960 / 6061 alloy MIG welding joints with different welding currents

面区金属间化合物层厚度从 5 μm 逐渐增加至 40 μm,在焊接电流为 105 A 时界面区未见明显裂纹存在。此外,随着焊接电流的增加,焊缝侧短须针状相逐渐向粗大针状相转变,且由于金属间化合物层厚度的增加而使得裂纹敏感性加大,在焊接电流为 125 A 时界面处的裂纹已经基本贯通。

对 Q960/6061 MIG 焊接头界面区进行元素线扫并对金属间化合物层进行 X 射线衍射分析,结果如图 6 所示。可见,金属间化合物层中的 Al、Fe 和 Mg 元素存在明显浓度梯度分布,表明此处存在元素扩散,见图 5 (b)。金属间化合物层的 XRD 图谱分析结果表明,此处主要含有 α-Al、Fe₄Al₁₃ 和 Fe₂Al₅ 相,见图 5(c)。结合表 3 的微区能谱分析结果可知,界面区靠近 Q960 钢侧的条状相 B 主要为 Fe₂Al₅ 相,而靠近 6061 铝合金侧的针状相

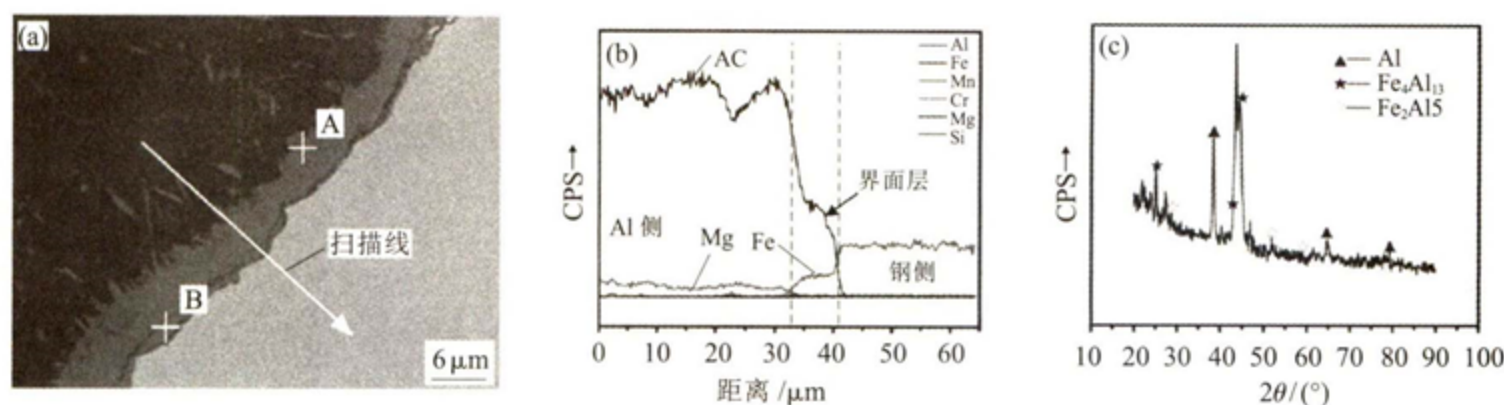


图 6 Q960/6061MIG 焊接头界面区的元素线扫描(a)、(b)和金属间化合物层的 XRD 图谱(c)
Fig.6 Element line scanning (a, b) and XRD pattern (c) of intermetallic compound layer in Q960 / 6061 MIG welded joint

表 3 金属间化合物层的能谱分析(原子分数, %)
Tab.3 Energy spectrum analysis of intermetallic compound layer (at%)

位置	Fe	Al	Mg	Cr	Mn	金属间化合物
A	24.10	75.01	0.43	0.15	0.29	Fe ₄ Al ₁₃
B	31.43	66.01	1.73	0.25	0.58	Fe ₂ Al ₅

A 主要为 Fe₄Al₁₃ 相,这主要是由 Q960/6061MIG 焊过程中发生了 Fe 与 Al 原子的化学反应和元素扩散所致^[13-14],而这些脆性金属间化合物容易在焊接应力作用下在界面区萌生裂纹并扩展^[15]。因此,在实际 MIG 焊过程中应该控制好焊接工艺参数,从 Q960/6061MIG 焊接头界面区形貌来看,焊接电流为 105 A 时可以取得较好的焊接效果。

图 7 为不同焊接速度下 Q960/6061MIG 焊接头的界面区形貌,焊接电流为 105A。对比分析可知,不同焊接速度下焊接接头界面区形态与不同焊接电流下的相似,界面区同样由靠近 Q960 钢侧的 Fe₂Al₅ 相和靠近 6061 铝合金侧的 Fe₄Al₁₃ 相组成。虽然焊接速度不会对界面结构产生明显影响,但是金属间化合物层厚度随着焊接速度增加逐渐减小,从焊接

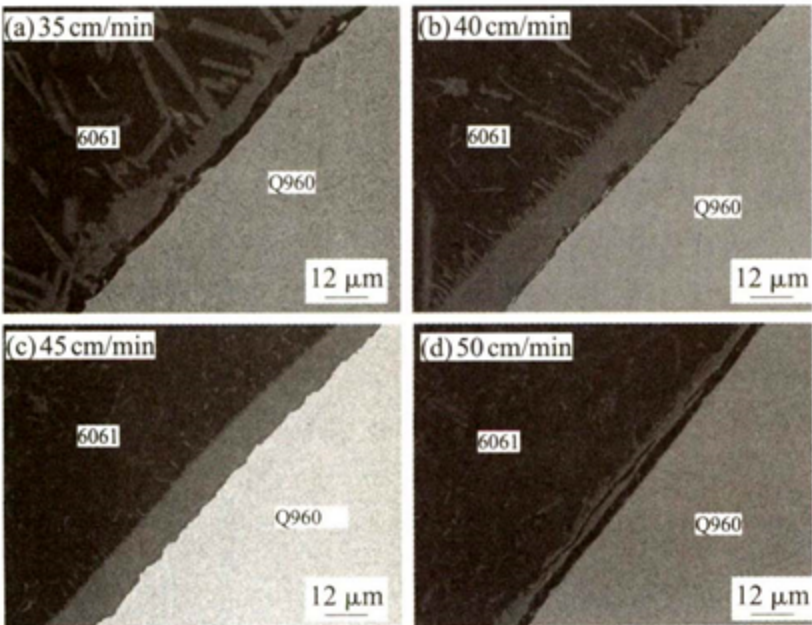


图 7 不同焊接速度下 Q960/6061MIG 焊接头的界面区形貌
Fig.7 Interfacial morphologies of Q960/ 6061 MIG welding joint at different welding speeds

速度为 35 cm/min 时的 39 μm 减小至焊接速度 50 cm/min 时的 10 μm,但焊接速度过高(50 cm/min)或者过低(35 cm/min)都不能使 Q960/6061MIG 焊接头实现有效连接,焊接电流为 35 cm/min 时界面区存在大量沿着金属间化合物层扩展的裂纹,而焊接电流为 50 cm/min 时界面区存在大量未连接缺陷。

焊接电流和焊接速度都会对 Q960/6061MIG 焊接头界面区形貌产生显著影响,这主要与 MIG 焊过程中的焊接线能量有关^[16],焊接电流较小或者焊接速度较高时焊接线能量较低,界面反应不充分而导致金属间化合物层较薄,形成未连接缺陷;焊接电流较大或者焊接速度较低时焊接线能量较大,金属间化合物层较厚且容易在界面区萌生裂纹并扩展^[17]。综合而言,焊接电流为 105 A、焊接速度为 45 cm/min 时可以获得较好的 Q960/6061MIG 焊接头质量。

图 8 为焊接工艺参数对 Q960/6061MIG 焊接头抗拉强度的影响。从焊接电流-抗拉强度曲线看,Q960/6061MIG 焊接头抗拉强度会随着焊接电流增加而先增加后减小,在焊接电流为 105 A 时取得最大值;从焊接速度-抗拉强度曲线看,Q960/6061MIG 焊接头抗拉强度会随着焊接速度增加而先增加后减小,在焊接速度为 45 cm/min 时取得最大值。此外,不同焊接电流和焊接速度下 Q960/6061MIG 焊接头的断裂位置都位于界面区。

焊接工艺参数对 Q960/6061MIG 焊接头抗拉强度的影响主要与焊接线能量以及焊接接头界面区的组织结构有关^[18]。焊接电流较小或者焊接速度较高时焊接线能量较低,Q960/6061MIG 焊接头中界面反应不充分,Fe 与 Al 原子互扩散程度较低,金属间化合物层厚度较薄且存在明显未连接缺陷,此时接头抗拉强度较低。焊接电流过大或者焊接速度过低时焊接线能量较大,界面区容易形成较厚的硬脆金属间化合物层以及沿金属间化合物层扩展的裂纹,

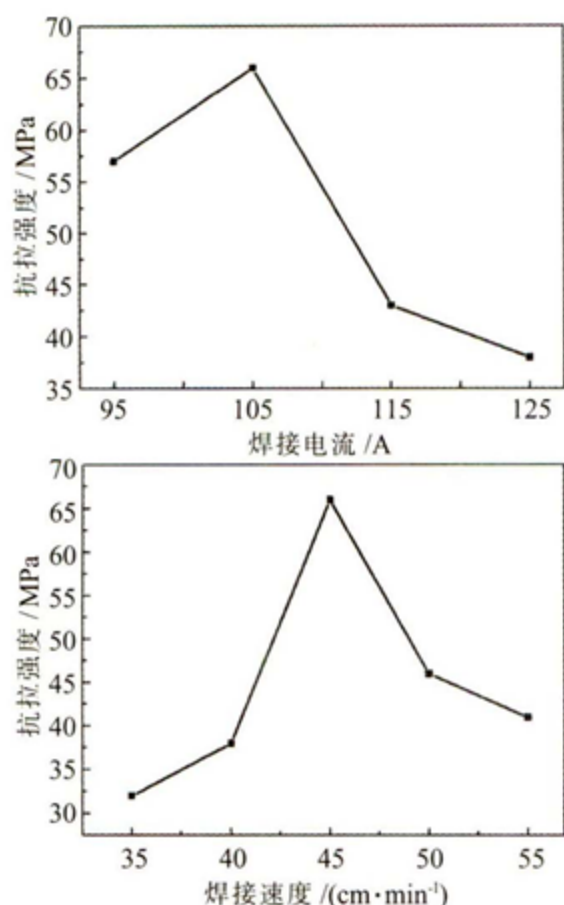


图8 焊接工艺参数对 Q960/6061MIG 焊接头抗拉强度的影响
Fig.8 Effect of welding parameters on tensile strength of Q960 / 6061 MIG welded joint

这些微裂纹容易在拉伸过程中扩展,减小焊接头的承载面积^[19],接头的抗拉强度较小。

3 结论

(1) Q960/6061 MIG 焊接头的熔深、熔宽和余高都随着焊接电流增加而增大,随着焊接速度增大而减小;焊接电流为 85~125 A、焊接速度为 35~55 cm/min 时可以取得较好的成形效果。

(2) 随着焊接电流从 95 A 增加至 125 A 时,界面区金属间化合物层厚度从 5 μm 逐渐增加至 40 μm ,在焊接电流为 105 A 时界面区未见明显裂纹存在,界面区由靠近 Q960 钢侧的 Fe_2Al_5 相和靠近 6061 铝合金侧的 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ 相组成。随着焊接速度从 35 cm/min 增加至 50 cm/min,金属间化合物层厚度随着焊接速度增加而减小。焊接电流为 105 A、焊接速度为 45 cm/min 时可以获得较好的接头质量。

(3) Q960/6061 MIG 焊接头抗拉强度会随着焊接电流增加而先增加后减小,在焊接电流为 105 A 时取得最大值;Q960/6061 MIG 焊接头抗拉强度会随着焊接速度增加而先增加后减小,在焊接速度为 45 cm/min 时取得最大值。不同焊接电流和焊接速度下 Q960/6061 MIG 焊接头的断裂位置都位于界面区。

参考文献:

- [1] 崔丽,卢东琪,王国红,等. 钢/铝异种合金激光深熔钎焊与深熔焊工艺研究进展 [J]. 航空制造技术, 2018, 61(3): 66-73.
- [2] 韦竺施,崔丽,贺定勇,等. 钢/铝异种合金激光深熔焊接头界面金属间化合物的 EBSD 研究 [J]. 材料工程, 2018, 46(7): 113-120.
- [3] 朱芙蓉. 单片机控制 6082 铝合金 MIG 焊接性能研究[J]. 热加工工艺, 2014, 43(13): 203-206.
- [4] 刘凤钢. 单片机控制铝合金脉冲 MIG 焊接设备与工艺的研究[D]. 北京:北京工业大学, 2007.
- [5] 李慧瑾,秦代诚,周定果. 基于数值模拟的大型铝合金构件焊接变形分析与控制[J]. 热加工工艺, 2018, 47(23): 215-217.
- [6] Chang Q, Sun D, Gu X, et al. Microstructures and mechanical properties of metal inert-gas arc welded joints of aluminum alloy and ultrahigh strength steel using Al-Mg and Al-Cu fillers [J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(3): 666-676.
- [7] Ruan Y, Qiu X M, Gong W B, et al. Mechanical properties and microstructures of 6082-T6 joint welded by twin wire metal inert gas arc welding with the SiO_2 flux [J]. Materials & Design, 2012, 35: 20-24.
- [8] Chen Y C, Nakata K. Effect of the surface state of steel on the microstructure and mechanical properties of dissimilar metal lap joints of aluminum and steel by friction stir welding [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(8): 1985-1992.
- [9] 曹润平,张建飞. 钢/铝异种金属激光-MIG 复合焊接接头组织与性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(2): 194-198.
- [10] Liu W, Ma J, Mazar Atabaki M, et al. Joining of advanced high-strength steel to AA 6061 alloy by using Fe/Al structural transition joint[J]. Materials & Design, 2015, 68: 146-157.
- [11] Mazar Atabaki M, Ma J, Liu W, et al. Hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel to aluminum alloy by using structural transition insert [J]. Materials & Design, 2015, 75: 120-135.
- [12] Lü J X, Yang W, Wu S K, et al. Microstructure and mechanical properties of galvanized steel/AA6061 joints by laser fusion brazing welding [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 27(4): 670-676.
- [13] Li J, Li H, Wei H, et al. Effect of pulse on pulse frequency on welding process and welding quality of pulse on pulse MIG welding-brazing of aluminum alloys to stainless steel [J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2016, 87(1/4): 51-63.
- [14] Lin S, Song J, Ma G C, et al. Dissimilar metals TIG welding-brazing of aluminum alloy to galvanized steel [J]. Frontiers of Materials Science, 2009, 3(1): 78-83.

(下转第 140 页)

却过程中发生了贝氏体+马氏体、贝氏体、铁素体+珠光体+贝氏体三种不同的类型的组织转变。在较高冷却速度下,过冷奥氏体转变为板条状马氏体的过程发生晶内形变强化,形成的马氏体相界也会阻碍位错移动,同时碳和合金元素均固溶在马氏体内,因而硬度较高。随着冷却速度减小,马氏体所占比例减小,贝氏体组织占比增加,贝氏体相变相对于马氏体相变而言没有晶内形变强化,且碳和合金元素的固溶度也较低,因而硬度降低。随冷却速度增加,形成块状铁素体组织,因铁素体组织含碳量较低,且铁素体含量增加,造成进一步软化,故硬度再次降低^[6-7]。

图5为不同 $t_{8/5}$ 下热模拟试样的冲击吸收能。由图可见,随着冷却时间 $t_{8/5}$ 的增大,热影响区冲击功先增加后降低。

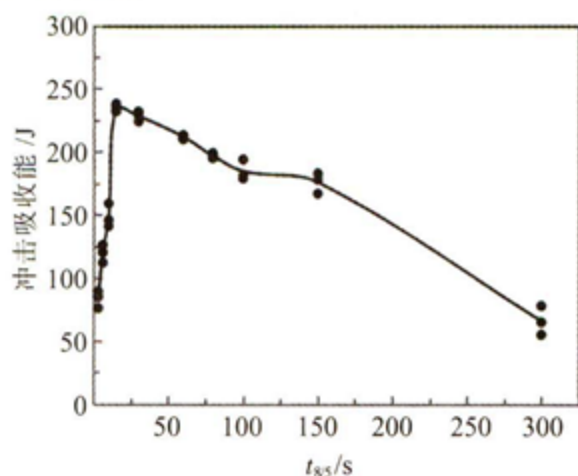


图5 冲击吸收能随冷却时间 $t_{8/5}$ 的变化曲线

Fig.5 Curve of impact absorbed energy with cooling time $t_{8/5}$

综合分析可得:当冷却时间 $t_{8/5}$ 较短时,热模拟试样中形成马氏体和残余奥氏体组织,故而热模拟HAZ试样的冲击吸收能较低;随着冷却时间 $t_{8/5}$ 的延长,热模拟试样中的下贝氏体组织增加,由于下贝氏体的韧性优于马氏体^[8],故而热模拟HAZ试样的冲击吸收能增大;冷却时间 $t_{8/5}$ 进一步延长,可能出现上贝氏体并且含量增加,上贝氏体性脆,故而热模拟HAZ试样的冲击吸收能减小;当冷却时间 $t_{8/5}$ 较

长时,形成了块状的多边形铁素体(见图2(i)、(j)),影响了热模拟HAZ试样的韧性,随着铁素体含量的增加,热模拟HAZ试样的冲击吸收能减小。

3 结论

(1) 当 $t_{8/5}$ 较小时,-50℃用低合金细晶钢冷却过程中,过冷奥氏体转变为贝氏体和马氏体组织;随着 $t_{8/5}$ 时间的增加,贝氏体组织形态从针状向条片状转变,进而出现粒状贝氏体组织,贝氏体所占比例逐渐增加;当 $t_{8/5} \geq 100$ s时会出现块状多边形铁素体和黑色团状的珠光体组织。

(2) -50℃用低合金细晶钢的SH-CCT曲线有马氏体、贝氏体、铁素体+珠光体等3个相转变区。

(3) -50℃用低合金细晶钢热模拟HAZ试样随着冷却时间 $t_{8/5}$ 的增加,硬度值逐渐降低,冲击吸收能先增加后减小。

参考文献:

- [1] 高增,牛济泰. 材料物理模拟技术的发展及其在中国的应用[J]. 机械工程材料, 2014, 38(11): 1-6.
- [2] 牛济泰. 材料及热加工领域的物理模拟技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [3] Standard test methods for determining average grain size: ASTM E112-2013[S]. Pennsylvania, USA: ASTM, 2013.
- [4] 刘岳. Q345C 钢焊接接头组织转变和力学行为研究[D]. 成都: 西南交通大学, 2017.
- [5] 刘礼华, 蔡磊, 赵敏, 等. “针状”先共析铁素体形成及对钢丝性能的影响[J]. 材料科学与工艺, 2005(6): 659-661.
- [6] 赵贤平, 陈新慈, 杨陈莉, 等. 多边铁素体对 X70 管线钢 DWTT 性能影响分析[J]. 宽厚板, 2012, 18(2): 41-43.
- [7] Ebrahimian A, Ghasemi Banadkouki S S. Mutual mechanical effects of ferrite and martensite in a low alloy ferrite-martensite dual phase steel [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 708: 43-54.
- [8] 屈朝霞, 田志凌, 杜则裕, 等. 超细晶粒钢 HAZ 晶粒长大的规律[J]. 焊接学报, 2000(4): 9-12. 
- [9] and galvanized steel by arc-assisted laser welding [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2017, 25(1): 126-133.
- [10] Wang X Y, Sun D Q, Yin S Q, et al. Microstructures and mechanical properties of metal inert-gas arc welded Mg-steel dissimilar joints[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(8): 2533-2542.
- [11] Joo S M. Joining of dissimilar AZ31B magnesium alloy and SS400 mild steel by hybrid gas tungsten arc friction stir welding [J]. Metals and Materials International, 2013, 19 (6): 1251-1257. 
- [12] Song J L, Lin S B, Yang C L, et al. Spreading behavior and microstructure characteristics of dissimilar metals TIG welding-brazing of aluminum alloy to stainless steel [J]. Materials Science & Engineering A, 2009, 509(1/2): 31-40.
- [13] Li C L, Fan D, Wang B. Characteristics of TIG arc-assisted laser welding-brazing joint of aluminum to galvanized steel with preset filler powder[J]. Rare Metals, 2015, 34(9): 650-656.
- [14] Huang J, He J, Yu X, et al. The study of mechanical strength for fusion-brazed butt joint between aluminum alloy

(上接第 136 页)