

# 6082 铝合金激光填丝焊热影响区的软化现象

李福泉\*, 冯时, 李明伟, 朱云皓

哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001

**摘要** 采用激光填丝焊方法焊接了 6082 铝合金,研究了焊接速度对焊接接头热影响区软化的影响。结果表明,当温度为 430~560 °C 时,接头热影响区会发生明显的  $\beta'$  强化相溶解,  $\beta'$  相的数量明显减少,接头的硬度和拉伸强度减小,发生了热影响区的深度软化效应,热影响区的软化区成为接头最薄弱的区域。当激光功率为 4250 W,焊接速度为 2.7 m·min<sup>-1</sup> 时,接头热影响区的局部深度软化现象得到有效抑制,其平均硬度值大于 82 HV,抗拉强度增大至 249 MPa,接头的拉伸断裂发生于焊缝。

**关键词** 激光技术; 激光填丝焊; Al-Mg-Si 合金; 焊接速度; 接头软化

**中图分类号** TG456.7

**文献标识码** A

**doi:** 10.3788/CJL201845.1102007

## Softening Phenomenon of Heat-Affected Zone in Laser Welding of 6082 Al Alloys with Filler Wire

Li Fuquan\*, Feng Shi, Li Mingwei, Zhu Yunhao

State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology,  
Harbin, Heilongjiang 150001, China

**Abstract** The laser welding of 6082 Al alloys with filler wire is conducted and the influence of the welding speed on the softening of the heat-affected zone (HAZ) of the welding joints is investigated. The results show that, the obvious dissolution of  $\beta'$  reinforced phases in the HAZ occurs when the temperature is between 430 °C and 560 °C. The number of  $\beta'$  phases decreases substantially and thus the hardness and the tensile strength of these joints decrease. This deep softening effect of the HAZ occurs and the softening area of the HAZ becomes the weakest one of these joints. At a laser power of 4250 W and a welding speed of 2.7 m · min<sup>-1</sup>, the local deep softening phenomenon of the HAZ can be effectively suppressed. The average hardness is larger than 82 HV, the tensile strength increases up to 249 MPa, and the tensile fractures occur in welds.

**Key words** laser technique; laser welding with filler wire; Al-Mg-Si alloy; welding speed; joint softening

**OCIS codes** 140.3390; 160.3900; 350.3390

## 1 引 言

6082 铝合金是一种可热处理强化的铝合金,具有优良的力学性能、耐腐蚀性以及焊接性,被广泛应用于轨道交通车体部位。Al-Mg-Si 时效强化铝合金受到热影响时会产生一系列第二相的析出<sup>[1-3]</sup>: (SSS) → (Mg + Si) 聚集簇/GP(I) 盘状/球状 →  $\beta''$ /GP(II) 针状 →  $\beta'$  棒状 →  $\beta$  盘状,其中 SSS 表示过饱和固溶体,GP 表示偏聚区, $\beta''$  相为 Mg<sub>5</sub>Si<sub>6</sub> 相, $\beta'$  相为 Mg<sub>9</sub>Si<sub>5</sub> 相, $\beta$  相为 Mg<sub>2</sub>Si 相。通过特定的人工时效

方法,可在 T6 态 6082 铝合金内部获得大量的强化相,其拉伸强度从 205 MPa 增大到 330 MPa。在 Al-Mg-Si 铝合金的焊接过程中,热影响区(HAZ)内存在软化区域,受到特定温度的影响,热处理强化产生的第二相大量溶解,从而使得接头强度减小。软化区往往成为焊接接头最薄弱的区域,制约了铝合金焊接构件的推广应用<sup>[4]</sup>。

本文基于激光填丝焊方法焊接了 6082 铝合金,用有限元模拟的方法确定了焊接接头附近热循环曲线,通过差示扫描量热法(DSC)分析了升温过程中

收稿日期: 2018-05-30; 修回日期: 2018-07-05; 录用日期: 2018-07-24

基金项目: 国家重点研发计划(2016YFB1200506-11)

\* E-mail: lifuquan@hit.edu.cn

母材(BM)的相变温度,通过对比母材和软化区的透射电镜(TEM)高分辨图像及衍射花样,确定了发生明显变化的第二相的种类,明确了接头热影响区的软化机理。同时,通过调整焊接工艺参数,实现了对热影响区局部深度软化现象的抑制。

## 2 试验方法

采用 3 mm 厚的固溶+时效强化 6082-T6 铝合

表 1 6082-T6 铝合金的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of 6082-T6 aluminum alloy (mass fraction, %)

Element	Mg	Si	Mn	Cr	Ti	Cu	Fe	Ni	Zn	Al
Content	0.74	1.26	0.1	0.24	0.04	0.10	0.43	0.01	0.02	Bal.

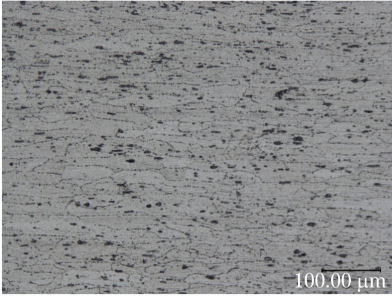


图 1 6082-T6 铝合金的金相组织形貌  
Fig. 1 Metallographic morphology of 6082-T6 aluminum alloy

表 2 ER4047 焊丝的化学成分(质量分数,%)  
Table 2 Chemical compositions of ER4047 welding wire (mass fraction, %)

Element	Mg	Ti	Mn	Si	Fe	Zn	Al
Content	0.01	0.01	0.01	11.52	0.20	0.001	Bal.

试验板材的尺寸为 250 mm×50 mm×3 mm,焊接方向垂直于轧制方向。焊前采用质量分数为 10% 的氢氧化钠溶液清洗油污及氧化膜,将板材放在烘箱内烘干待用。焊接试验的送丝速度为 350 cm·min<sup>-1</sup>,离焦量为 0。采用双面氩气保护,正、背面保护气流量分别为 15 L·min<sup>-1</sup> 和 10 L·min<sup>-1</sup>。焊接完成后,从焊缝中心向两端分别切出 20 mm 试样用于微观组织的观察,试样经研磨抛光后,用凯勒试剂进行腐蚀。利用日本 OLYMPUS 公司生产的 GX71 型光学显微镜观察试样的组织形貌。采用美国 INSTRON 公司生产的 5569 型拉伸试验系统测定试样的拉伸性能,拉伸速度为 2 mm·min<sup>-1</sup>。采用美国 FEI 公司生产的 Quanta 200FEG 型扫描电子显微镜对拉伸断口进行观察。利用硬度计测试接头的显微硬度,载荷为 100 g,保压时间为 10 s。采用德国耐驰公司生产的 STA449F3 TG/DSC 同步热分析仪分析母材从室

金作为母材,其抗拉强度为 335 MPa,6082-T6 铝合金的化学成分见表 1,其金相组织形貌如图 1 所示。采用直径为 1.2 mm 的 ER4047 焊丝进行焊接,其化学成分见表 2。采用德国 IPG 公司生产的 YLR-5000 型光纤激光器进行焊接试验,最大输出功率为 5000 W;配合德国 KUKA 公司生产的 KR16-2 型六轴机器人,定位精度为 0.1 mm;采用奥地利 FRONIUS 公司生产的 KD4010 型送丝机进行送丝。

温到 600 °C 升温过程中的相变情况。

## 3 焊接接头微观组织及性能

### 3.1 焊接接头的形貌

不同工艺参数下焊接接头的宏观形貌如图 2 所示。可以看出,当激光功率  $P$  为 3000 W,焊接速度  $v$  为 0.72 m·min<sup>-1</sup> 时,激光的熔透方式为匙孔穿透型焊接,焊缝呈典型的上下等宽的“矩形”形状,焊缝正、背面宽度分别为 7.1 mm 和 6.5 mm。在远离焊缝的热影响区,均匀分散着深腐蚀的痕迹。深腐蚀痕迹位置为图 2(a) 所示红色标识区“1”处,远端距焊缝中心 7.5 mm,近端距焊缝中心 5.4 mm。

分别使用电解抛光和阳极覆膜的方式处理焊接接头热影响区和母材,在高倍显微镜下观察到的形貌如图 3 所示。可以看出,热影响区的晶粒尺寸与母材相比没有变化,晶粒的形态也都呈单一方向狭长的轧制态。分布着的黑色腐蚀坑是第二相所在位置被优先过度腐蚀产生的,但是,热影响区中绝大部分晶粒的腐蚀程度更深,相邻晶粒之间的腐蚀状态沿着晶界呈现出不同的状态。

同时,从图 2 可以看出,当焊接速度增大后,激光的熔透方式逐渐由匙孔穿透型焊接变为匙孔未穿透型焊接,焊缝的形状逐渐过渡为“丁”字形,焊缝的正、背面宽度也分别减小为 3.9 mm 和 2.0 mm。当激光功率为 4250 W,焊接速度为 2.7 m·min<sup>-1</sup> 时,热影响区中的深腐蚀痕迹逐渐消失,如图 3(b) 所示,热影响区的腐蚀程度几乎与母材一致。

### 3.2 焊接接头的力学性能分析

不同工艺参数下焊接接头的显微硬度如图 4 所示。可以看出,母材为硬度最大区域,达到 110 HV,焊缝的热影响区都有一定程度软化,热影响区的平均硬度显著大于焊缝熔合区(FZ)的。当焊接速度

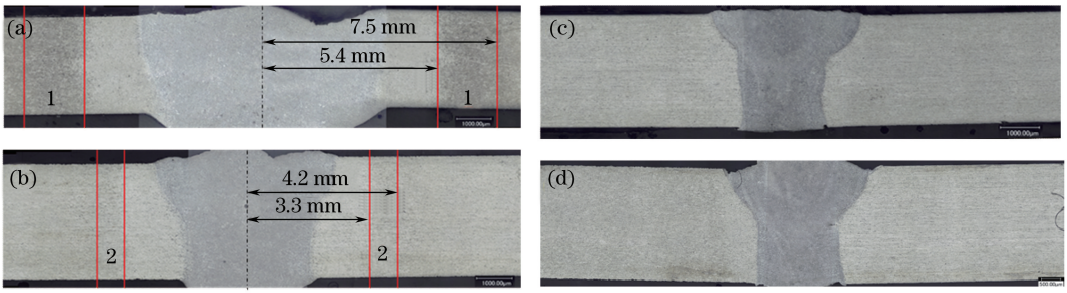


图 2 不同工艺参数下焊接接头的宏观形貌。(a)  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3000 \text{ W}$ ;

(b)  $v=1.5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3250 \text{ W}$ ; (c)  $v=2.1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3750 \text{ W}$ ; (d)  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=4250 \text{ W}$

Fig. 2 Macroscopic morphologies of welding joints under different process parameters. (a)  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3000 \text{ W}$ ;

(b)  $v=1.5 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3250 \text{ W}$ ; (c)  $v=2.1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=3750 \text{ W}$ ; (d)  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ,  $P=4250 \text{ W}$

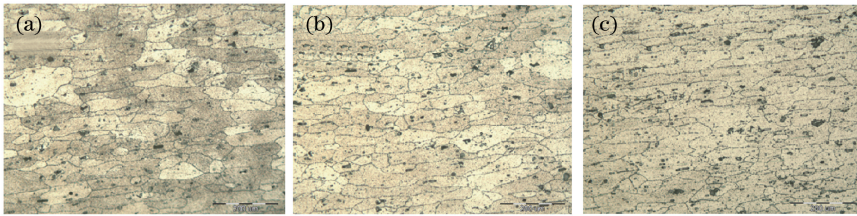


图 3 焊接接头形貌。(a)  $P=3000 \text{ W}$ ,  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , HAZ; (b)  $P=4250 \text{ W}$ ,  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , HAZ; (c) BM

Fig. 3 Morphologies of welding joints. (a)  $P=3000 \text{ W}$ ,  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , HAZ;

(b)  $P=4250 \text{ W}$ ,  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ , HAZ; (c) BM

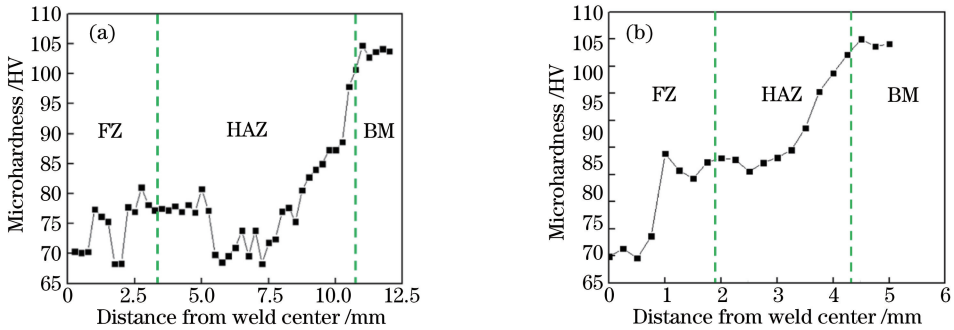


图 4 不同工艺参数下焊接接头的显微硬度。(a)  $P=3000 \text{ W}$ ,  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250 \text{ W}$ ,  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 4 Micro-hardness of welding joints under different process parameters.

(a)  $P=3000 \text{ W}$ ,  $v=0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250 \text{ W}$ ,  $v=2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

较小时,如图 4(a)所示,距焊缝中心 5.0~8.0 mm 区间的硬度平均值小于其他位置的,该区域硬度平均值为 70 HV,达到甚至略小于焊缝区域的硬度,称之为热影响区的局部“深度软化”现象。结合图 2(a)可知,该深度软化区与深腐蚀区重合。从图 4(b)可知,增大焊接速度可以显著抑制热影响区的深度软化效应,且热影响区的硬度平均值大于 82 HV。

不同工艺参数下焊接接头的拉伸曲线如图 5 所示。可以看出,焊接接头断裂发生于热影响区或焊缝。低焊速条件下焊接接头的抗拉强度为 228.8 MPa,延伸率为 8.7%,断裂发生于热影响区;

高焊速条件下焊接接头的抗拉强度增大至 249.3 MPa,延伸率为 8.1%,断裂发生于焊缝。因此,低焊速条件下焊接接头的延伸率增大,抗拉强度减小,断裂发生于热影响区,断口处有明显颈缩现象;高焊速可以显著抑制热影响区的深度软化现象,增大了焊接接头的拉伸强度。

### 3.3 焊接接头的强化相分析

升温速度分别为  $10 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  和  $20 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  的 6082 合金 DSC 曲线如图 6、7 所示。对比图 6、7 可知,从  $100 \text{ }^\circ\text{C}$  开始,两条曲线分别在  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  附近(a 下降台阶)、 $300\sim 400 \text{ }^\circ\text{C}$  (b 下降台阶)和  $500\sim 570 \text{ }^\circ\text{C}$  (c 下降台阶)经历了三次台阶变化,分别对应

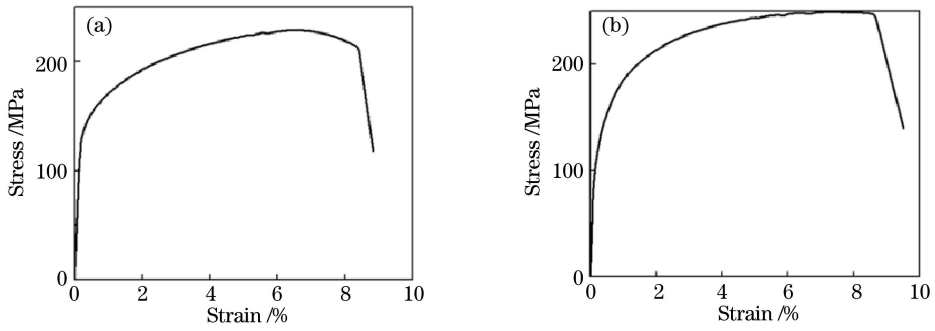


图 5 不同工艺参数下焊接接头的拉伸曲线。(a)  $P=3000\text{ W}, v=0.72\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250\text{ W}, v=2.7\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 5 Stress-strain curves of welding joints under different process parameters.

(a)  $P=3000\text{ W}, v=0.72\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250\text{ W}, v=2.7\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

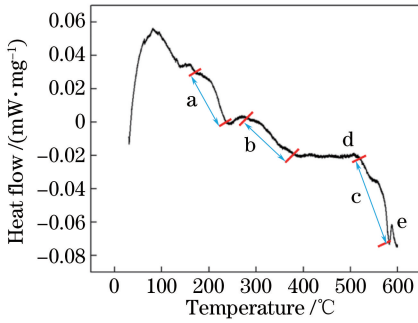


图 6 升温速度  $10\text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  下 6082 铝合金 DSC 曲线

Fig. 6 DSC curve of 6082 Al alloy at heating rate of  $10\text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$

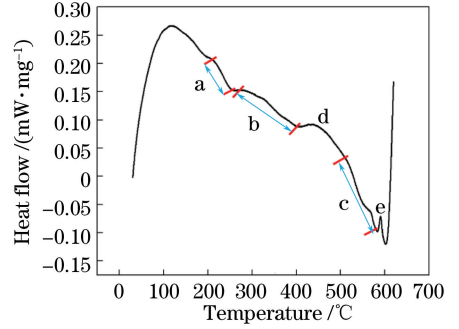


图 7 升温速度  $20\text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$  下 6082 铝合金 DSC 曲线

Fig. 7 DSC curve of 6082 Al alloy at heating rate of  $20\text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$

着合金中  $\beta''$ 相、 $\beta'$ 相和  $\beta$ 相的析出<sup>[1-2]</sup>。位于 d 处和 e 处的吸热峰对应  $\beta''$ 相、 $\beta'$ 相和  $\beta$ 相的溶解。由图 7 可知, d 处吸热峰产生的温度在  $430\text{ }^\circ\text{C}$  左右, 而 d 处吸热峰的温度对应  $\beta''$ 相和  $\beta'$ 相的溶解, 这会直接导致所在区域的强度和硬度减小。

不同工艺参数下焊接热循环模拟曲线如图 8 所

示。从图 8(a)可以看出, 距离焊缝中心  $5.2\sim 8\text{ mm}$  的区域正是图 4(a)中的深度软化区, 其峰值温度为  $450\sim 560\text{ }^\circ\text{C}$ , 同时, 此温度区间对应于图 6、7 中 d 处吸热峰的产生; 其中, 距焊缝中心  $8\text{ mm}$  处的热循环曲线表明, 其温度在高于  $430\text{ }^\circ\text{C}$  的停留时间大于  $2.5\text{ s}$ 。

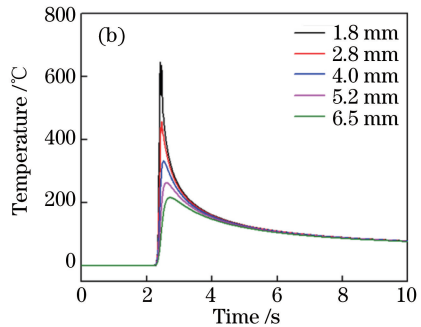
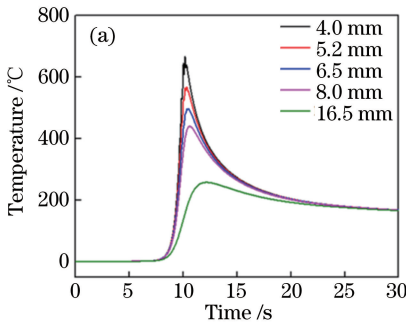


图 8 不同工艺参数下焊接热循环模拟曲线。(a)  $P=3000\text{ W}, v=0.72\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250\text{ W}, v=2.7\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

Fig. 8 Welding thermal cycle curves under different process parameters.

(a)  $P=3000\text{ W}, v=0.72\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ ; (b)  $P=4250\text{ W}, v=2.7\text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$

母材的形貌如图 9 所示。从图 9(a)可以看出, 母材中存在大量的针状第二相, 其宽度为  $1\text{ nm}$ , 长度约为  $10\text{ nm}$ , 即为  $\beta''$ 相的典型形貌<sup>[5]</sup>。结合

图 9(b)可知, 因为  $\beta''$ 相与 Al 合金基体具有弹性畸变的完全共格结构, 在 Al  $[011]$ 方向上的衍射斑点与 Al 基体是完全重合的<sup>[6]</sup>, 所以在铝合金中观察  $\beta''$

相;在衍射花样图中不能直观地观察到  $\beta''$  相的衍射斑点,但  $\beta''$  相的存在使得 Al 基体的原子点阵发生了变形,从而在衍射中拉长了斑点,在衍射花样中心出现了衍射光线,这种无明确衍射斑点,但衍射斑点附近有衍射线是 Al [001] 方向上  $\beta''$  相的典型特征。

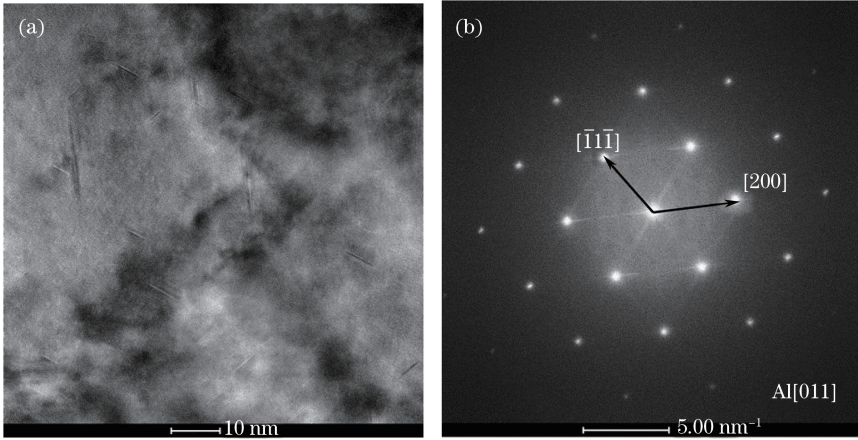


图 9 母材形貌。(a) TEM 高分辨图;(b)衍射花样图

Fig. 9 Morphology of BM. (a) High-resolution TEM; (b) diffraction pattern

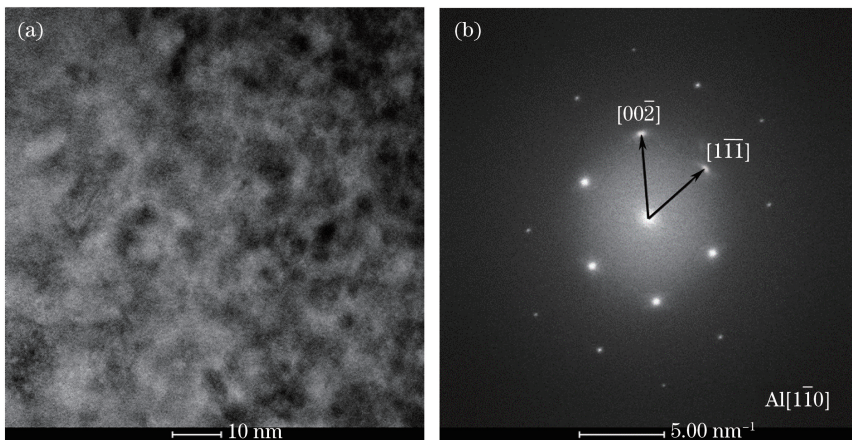


图 10 焊接接头软化区形貌。(a) TEM 高分辨图;(b)衍射花样图

Fig. 10 Morphology of softening area of welding joint. (a) High-resolution TEM; (b) diffraction pattern

#### 4 试验分析与讨论

通过数值模拟分析可知,当激光功率为 3000 W,焊接速度为  $0.012 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$  时,焊缝热影响区软化区的峰值温度大于  $450 \text{ }^\circ\text{C}$ ,其所在温度区间涵盖了 DSC 曲线中 d 处吸热峰,并且主要发生了  $\beta''$  相和  $\beta'$  相的溶解。Al—Mg—Si 铝合金最主要的强化亚稳相为  $\beta''$  相,在大量  $\beta''$  相生成时,材料的硬度达到最大值,之后生成的  $\beta'$  相不具有显著的强化效用<sup>[7]</sup>, $\beta''$  相与 Al 基体具有完全共格的结构。因此,热影响区的软化主要是由焊接热作用下母材中的  $\beta''$  相溶解产生的。 $\beta''$  相的溶解使得 Mg 元素从 Al 基体共格

由此可以确定,高分辨图中的针状相为  $\beta''$  相。当激光功率为 3000 W,焊接速度为  $0.72 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  时,焊接接头软化区的形貌如图 10 所示。可以看出,焊接接头软化区中的针状  $\beta''$  相基本消失,衍射花样中也观察不到由 Al 基体原子点阵变形导致的衍射线。

结构中脱溶出来,均匀分布于晶粒中;其化学电极电位比 Al 更低,在各种腐蚀条件下被优先腐蚀,从而在焊缝的软化区可以看到有大量深腐蚀痕迹存在。

当焊接速度增大至  $2.7 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$  后,焊接接头的热循环曲线发生了明显改变,如图 8(b) 所示,焊接的热影响区减小,  $430 \text{ }^\circ\text{C}$  以上的停留时间小于  $0.2 \text{ s}$ ,这意味着  $\beta''$  相的溶解减少。增大焊接速度显著抑制了热影响区的深度软化效应,接头拉伸断裂发生于焊缝,拉伸强度增大至  $249.3 \text{ MPa}$ 。

#### 5 结 论

采用激光填丝焊方法焊接了 6082 铝合金,研究

了焊接接头热影响区的软化问题,得到以下结论。

1)受到焊接热循环的影响,母材中的 $\beta'$ 相溶解,引起接头的热影响区软化,其溶解温度为430~560℃。

2)低焊速条件下热影响区的软化使接头的强度减小到229 MPa,平均硬度值为70 HV,热影响区的软化区是整个接头最薄弱的区域,拉伸断裂发生于热影响区。

3)增大焊接速度可以显著减小热影响区的宽度以及高温停留时间,热影响区的平均硬度值大于82 HV,接头的抗拉强度增大至249 MPa,接头拉伸断裂发生于焊缝。

### 参 考 文 献

- [1] Murayama M, Hono K, Saga M, *et al.* Atom probe studies on the early stages of precipitation in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 250(1): 127-132.
- [2] Edwards G A, Stiller K, Dunlop G L, *et al.* The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys [J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(11): 3893-3904.
- [3] Vissers R, van Huis M A, Jansen J, *et al.* The crystal structure of the  $\beta'$  phase in Al-Mg-Si alloys[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55 (11): 3815-3823.
- [4] Tuo W H, Yang S L, Yang W T, *et al.* Microstructure and fatigue performance of MIG welded joint of 6082-T6 aluminum alloy used for rail transportation[J]. *Materials Review*, 2015, 29(10): 105-109.  
 虞文海, 杨尚磊, 杨文涛, 等. 轨道交通用6082-T6铝合金MIG焊接接头组织与疲劳性能[J]. *材料导报*, 2015, 29(10): 105-109.
- [5] Matsuda K, Naoi T, Fujii K, *et al.* Crystal structure of the  $\beta''$  phase in an Al-1.0mass% Mg<sub>2</sub>Si-0.4mass% Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 262(1/2): 232-237.
- [6] Yang W C, Wang M P, Zhang R R, *et al.* The diffraction patterns from  $\beta''$  precipitates in 12 orientations in Al-Mg-Si alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2010, 62(9): 705-708.
- [7] Gupta A K, Lloyd D J, Court S A. Precipitation hardening processes in an Al-0.4% Mg-1.3% Si-0.25% Fe aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2001, 301(2): 140-146.