

高碳钢片对铝硅镀层热成形钢激光 焊接接头组织性能的影响

叶硕¹, 邸洪双¹, 张郑辉², 张进², 王晓南²

(1. 东北大学, 轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 沈阳, 110819; 2. 苏州大学, 沙钢钢铁学院, 苏州, 215021)

摘要: 以 45 号碳钢薄片为夹层, 利用 CWX3000 光纤激光器对 1.5 mm 厚的铝硅镀层热成形钢进行激光焊接试验, 研究焊缝碳含量对焊接接头显微组织和力学性能的影响. 试验结果表明, 碳钢薄片的加入使焊缝碳含量增加, 奥氏体相区扩大, 焊缝 δ 铁素体的体积分数由 17.3% 降低至 4.5%, 焊缝平均硬度由 425 HV 增加至 557 HV, 焊接接头的抗拉强度由 980 MPa 增加至 1 280 MPa, 杯突值由 1.7 mm 增加至 3.2 mm, 抗拉强度及成形性能均有所提升.

创新点: 针对铝硅镀层热成形钢激光焊缝组织性能恶化问题, 采用焊缝碳合金化思路, 在其焊接间隙预置 45 号碳钢薄片, 以扩大奥氏体相区, 使焊接接头 δ 铁素体体积分数大大降低, 焊接接头成形性能及抗拉强度均有所提升.

关键词: 激光焊接; 碳钢薄片; 铝硅镀层; 热成形钢; δ 铁素体

中图分类号: TG 456

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20211027004

0 序言

热成形钢是汽车轻量化领域重要的结构材料, 将其在 900 ~ 950 °C 高温下保温 5 min 后再进行热冲压, 抗拉强度可达到 1 500 MPa, 常常用于车身 A/B 柱、保险杠、中央通道等关键部位^[1]. 在实际生产过程中, 热成形钢需首先通过激光焊接连接成激光拼焊板, 再经热冲压成形才能得到完整的汽车零部件^[2]. 为防止热成形钢在热冲压过程中发生表面氧化和脱碳, 其表面常常预置铝硅镀层^[3].

然而, 激光焊接时热成形钢表面的铝硅镀层也会随母材同时熔化进入熔池, 恶化焊接接头力学性能. 其原因是镀层中的铝进入焊缝后, 易在熔池流场的作用下发生偏析, 从而改变局部微区的相变规律, 形成富铝的脆性相 δ 铁素体, 拉伸过程中由于 δ 铁素体与板条马氏体之间存在显著的硬度差异, 裂纹于两相间的界面处萌生并沿界面迅速扩展, 最终导致焊接接头于焊缝处发生脆性断裂^[4]. 针对这一问题, 目前所采用的方法是先将镀层部分去除后进行激光拼焊^[5], 但因增加了去镀层工序, 大大降低了生产效率, 增加了生产成本.

为了简化生产流程, 部分学者进行了新的焊接工艺的研究. Kang 等人^[6] 采用电弧预处理方法将铝硅镀层转变为铁铝金属间化合物层, 随后进行激光焊接, 所得焊接接头抗拉强度提升至母材水平. Lin 等人^[7] 通过添加填充焊丝的方法以稀释焊缝中的铝, 使焊缝中 δ 铁素体的体积分数明显降低, 焊接接头抗拉强度接近于母材水平. Chen 等人^[8] 通过在焊缝中添加奥氏体化元素镍, 获得了全马氏体的焊缝组织, 使焊接接头的拉伸断裂位置由焊缝转移至母材.

碳也是一种奥氏体化元素, 且相比于镍其具有更强的扩大奥氏体相区的能力^[9], 因此本文对铝硅镀层热成形钢激光焊缝采用碳合金化方法, 在其焊接间隙预置 45 号碳钢薄片, 研究焊缝碳含量的改变对其焊接接头组织性能的影响.

1 试验材料及方法

1.1 试验材料

试验用母材为热轧态铝硅镀层 22MnB5 钢, 焊接样品尺寸为 80 mm × 80 mm × 1.5 mm. 母材 (Base metal, BM) 的显微组织为铁素体 (Ferrite, F) 和珠光体 (Pearlite, P), 如图 1a 所示. 铝硅镀层厚度约 30 μ m, 由外向内分别为 Al-Si 层和 Fe-Al 金属间

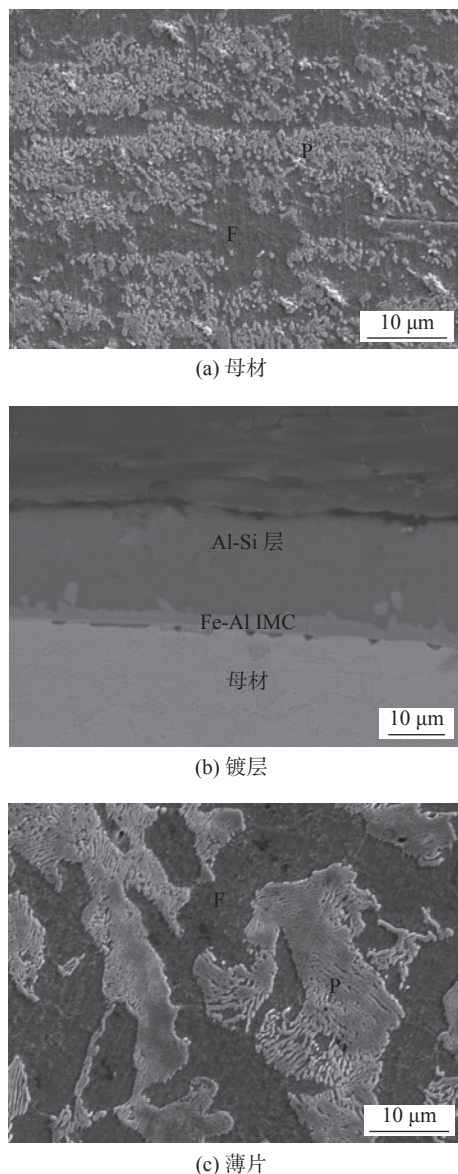


图 1 试验材料显微组织

Fig. 1 Microstructure of test material. (a) base metal; (b) coating layer; (c) foil

表 1 母材与薄片的化学成分 (质量分数, %)

Table 1 Chemical compositions of base metal and foil

材料	C	Si	Mn	Al	Ti	B	Cr	Cu
母材	0.22	0.25	1.1	0.04	0.04	0.0025	0.18	—
薄片	0.46	0.21	0.52	—	—	—	0.04	0.02

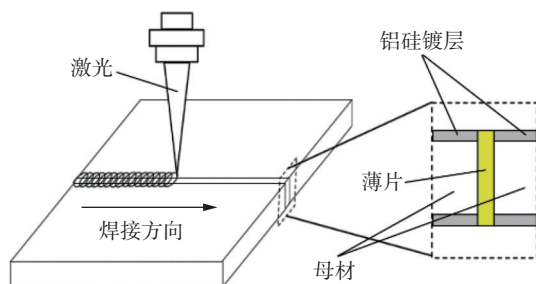


图 2 激光焊接示意图

Fig. 2 Schematic diagram of laser welding

化合物层 (Intermetallic compounds, IMCs), 如图 1b 所示. 选择厚度为 250 μm 的 45 号碳钢薄片作为焊接间隙的夹层, 薄片的显微组织为铁素体和珠光体, 如图 1c 所示. 表 1 给出了母材 22MnB5 与 45 号钢薄片的化学成分.

1.2 试验方法

激光焊接试验在 CWX3000 光纤激光器上完成, 激光功率为 2.2 kW, 焊接速度为 2.8 m/min, 离焦量为 0 mm. 由于激光光斑的作用面积较小, 薄片的加入可能造成激光未充分作用于母材引起未焊合缺陷, 因此采用对间隙容忍度更高的摆动激光^[10], 摆动直径为 0.3 mm, 摆动频率为 60 Hz. 选择纯度为 99.9% 的氩气作为保护气, 送气流量为 15 L/min. 图 2 为激光焊接示意图. 焊接完成后, 将拼焊板放入热处理炉中于 950 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 5 min, 随后立即转移至水中淬火, 以模拟实际生产中的热处理过程.

采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液对焊接接头金相试样进行化学腐蚀. 利用奥斯威体式显微镜观察焊接接头的横截面宏观形貌, 利用日立 SU5000 场发射扫描电子显微镜观察焊接接头的显微组织, 利用 EDS X-Max 能谱仪测量焊缝中不同区域的元素含量. 利用线切割机切取热处理前杯突试样、拉伸试样和热处理后拉伸试样, 杯突试验按照国标 GB/T4156—2007 进行, 拉伸试验按照国标 GB/T228—2008 进行, 使用杯突试验机进行杯突试验, 冲模移动速度为 15 mm/min, 使用 DNS-100 万能材料试验机进行拉伸试验, 拉伸速度为 3 mm/min. 利用 HV1000IS 显微维氏硬度计测量金相样品的显微硬度, 加载载荷为 2.94 N, 保载时间为 10 s.

2 试验结果及分析

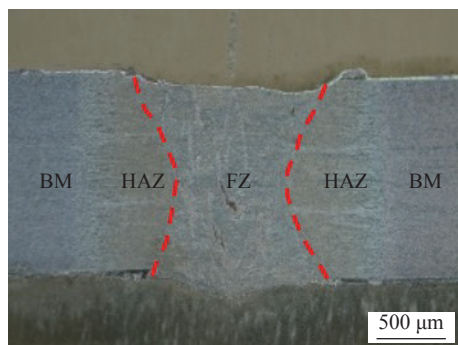
2.1 高碳钢片对焊接接头宏观形貌的影响

图 3 为焊接接头热处理前、后的横截面宏观形貌. 两种焊接条件下均获得全熔透焊缝, 焊缝无气孔、裂纹等焊接缺陷. 由于采用了相同的激光焊接工艺参数, 两种焊接接头的焊缝 (fusion zone, FZ) 与热影响区 (heat affected zone, HAZ) 的形状、尺寸

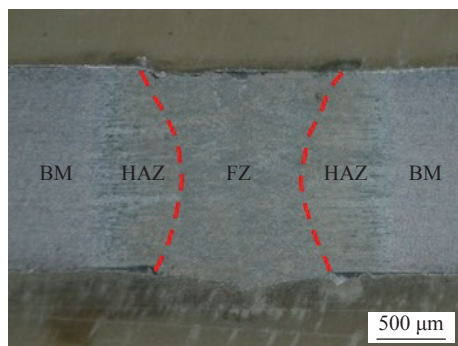
并无明显差别. 在经过 950 °C 的热处理后, 热影响区与母材都经历了相同的奥氏体化过程并获得全马氏体组织^[11], 因而热处理后不存在热影响区.

2.2 高碳钢片对焊缝显微组织的影响

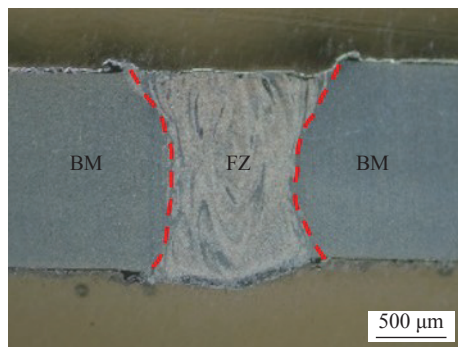
图 4 给出了热处理前、后焊缝的显微组织. 热处理前, 两种条件下的焊缝组织均为板条马氏体和



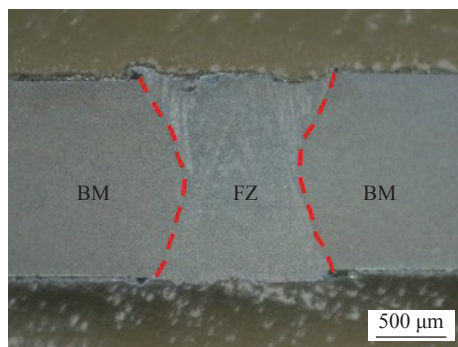
(a) 无薄片, 热处理前



(b) 有薄片, 热处理前



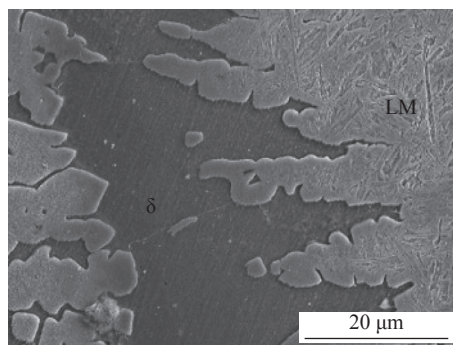
(c) 无薄片, 热处理后



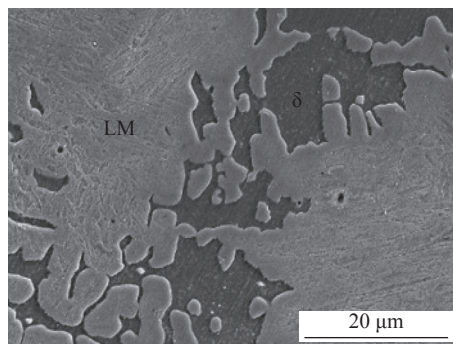
(d) 有薄片, 热处理后

图 3 焊接接头宏观形貌

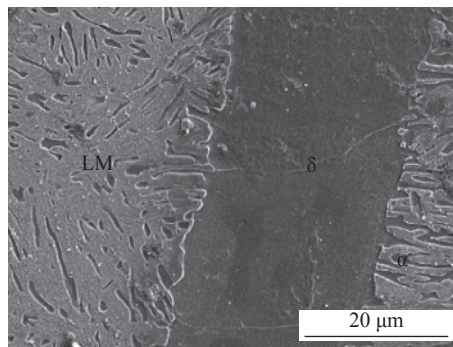
Fig. 3 Morphology of welded joints. (a) without foil, before heat treatment; (b) with foil, before heat treatment; (c) without foil, after heat treatment; (d) with foil, after heat treatment



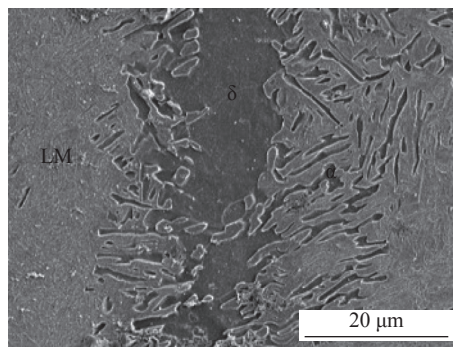
(a) 无薄片, 热处理前



(b) 有薄片, 热处理前



(c) 无薄片, 热处理后



(d) 有薄片, 热处理后

图 4 焊缝显微组织

Fig. 4 Microstructure of fusion zone. (a) without foil, before heat treatment; (b) with foil, before heat treatment; (c) without foil, after heat treatment; (d) with foil, after heat treatment

δ 铁素体,经过热处理后,由于铝发生了再扩散,焊缝组织转变为板条马氏体、 δ 铁素体和 α 铁素体的混合组织^[4]. 薄片的加入并未改变焊缝的组织体系,但可以发现,在加入薄片后, δ 铁素体的尺寸显得更为细小. 表 2 给出的是热处理前焊缝各相中的铝含量与 δ 铁素体体积分数的统计结果. 未添加薄片时,焊缝 δ 铁素体中铝的含量为 3.4%,马氏体中铝的含量为 1.4%, δ 铁素体的体积分数为 17.3%. 添加薄片后,焊缝 δ 铁素体中铝的含量为 2.6%,马氏体中铝的含量为 1.4%, δ 铁素体的体积分数为 4.5%. 后者相对于前者, δ 铁素体的体积分数降低了 74%.

表 2 焊缝铝含量与 δ 铁素体含量统计结果
Table 2 Statistical results of Al content and δ ferrite fraction of fusion zone

状态	相	Al含量(质量分数, %)	δ 铁素体(体积分数, %)
无薄片	δ	3.4	17.3
	LM	1.4	
有薄片	δ	2.6	4.5
	LM	1.4	

碳是一种奥氏体化元素,具有扩大奥氏体相区的作用,试验所用 45 号碳钢薄片的碳含量为 0.45%,约为热成形钢碳含量 (0.22%) 的 2 倍,因此添加薄片的样品的焊缝碳含量必然高于未添加薄片的样品. 为进一步分析碳钢薄片对焊缝显微组织的影响,试验将利用 Jmatpro 软件模拟焊接熔池的组织转变过程. 为了便于与未添加薄片的样品对比,将焊缝的成分体系设为 Fe-3.4Al-0.18Cr-1.1Mn-0.25Si-0.04Ti-0.0025B- x C, 对于未添加薄片的样品, x 的取值设为 0.22, 对于添加薄片的样品, x 的取值则由图 5 所示的焊缝模型计算而得.



图 5 焊缝模型

Fig. 5 Model of fusion zone

计算方法如下式所示.

$$x = w_1 \times \frac{S_1}{S_2} + w_2 \times \frac{S_2 - S_1}{S_2}, \quad (1)$$

式中: w_1 为碳钢薄片中的碳含量; w_2 为母材中的碳含量; S_1 为碳钢薄片的截面积, S_2 为焊缝的截面积;

S_1 和 S_2 的面积由 Photoshop 软件测得, 经过计算, x 的取值约为 0.27.

图 6 给出的是 Jmatpro 模拟结果. 对于未添加薄片样品, 如图 6a 所示, 焊接熔池从 1 519 °C 开始由液相中析出 δ 铁素体, 于 1 442 °C 时 δ 铁素体达到最大析出量 99%, 随后发生短暂的包晶反应 $L + \delta \rightarrow \gamma$, 至 1 440 °C 时液相耗尽, 剩余 98% 的 δ 铁素体则开始发生 $\delta \rightarrow \gamma$ 的同素异构转变, 最终高温下还有 72% 的 δ 铁素体残余, 所得 28% 的奥氏体将在快速冷却条件下全部转变为马氏体, 而高温下残余的 δ 铁素体则被保留至室温. 对于添加薄片的样品, 如图 6c 所示, 焊接熔池从 1 516 °C 开始由液相中析出 δ 铁素体, 于 1 470 °C 时 δ 铁素体达到最大析出量 94%, 随后发生包晶反应, 到 1 438 °C 时液相耗尽时还有 85% 的 δ 铁素体剩余, 再经同素异构转变, 最终剩余 64% 的 δ 铁素体. 碳钢薄片的加入使得 δ 铁素体的残余量由 72% 降至 64%.

2.3 高碳钢片对焊接接头显微硬度的影响

图 7 给出的是焊接接头的显微硬度 (硬度线扫位置距离焊缝上表面 1/3 处). 未添加薄片的样品焊缝热处理前的平均硬度为 432 HV, 热处理后的平均硬度为 425 HV, 添加薄片的样品焊缝热处理前的平均硬度为 549 HV, 热处理后的平均硬度为 557 HV. 对于同一样品, 热处理前、后的焊缝平均硬度并未出现明显变化, 这是由于在热处理过程中, δ 铁素体并不发生相变, 尽管铝元素会发生再扩散使得 α 铁素体形成^[4], 但 α 铁素体的体积分数较低且较为细小, 因此并未对焊缝平均硬度产生明显影响. 但添加薄片的样品焊缝平均硬度却明显高于未添加薄片的样品, 原因在于, δ 铁素体相比于马氏体具有更低的硬度^[12], 碳钢薄片的添加扩大了奥氏体相区, 使得 δ 铁素体的体积分数减少, 因此焊缝平均硬度增加.

此外, 碳对于马氏体的硬度也具有显著影响, 图 8 给出了两种样品焊缝中马氏体的硬度测试结果, 未添加的样品焊缝马氏体的硬度约为 501 HV, 添加薄片的样品焊缝马氏体的硬度约为 547 HV. 由于碳是以间隙原子的形式存在于马氏体晶格中的, 其产生的晶格畸变程度远大于置换原子, 具有明显的固溶强化效果^[13].

综上所述, 焊缝平均硬度的增加一方面归因于碳扩大了奥氏体相区, 使 δ 铁素体体积分数减小, 另一方面归因于碳对马氏体硬度的强化.

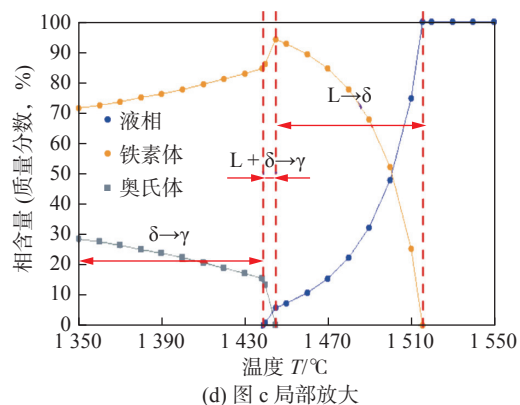
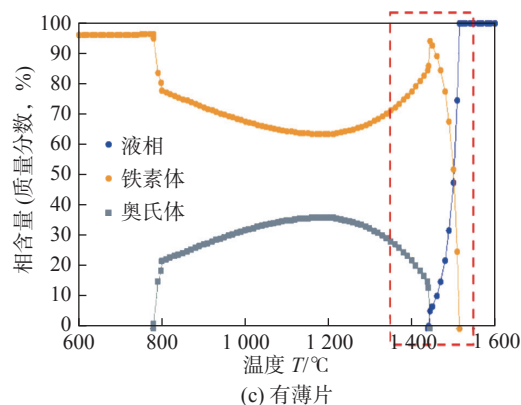
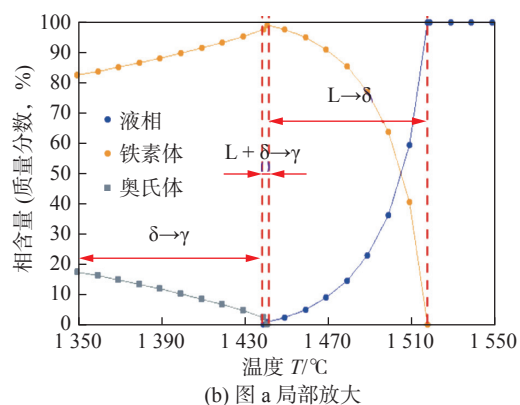
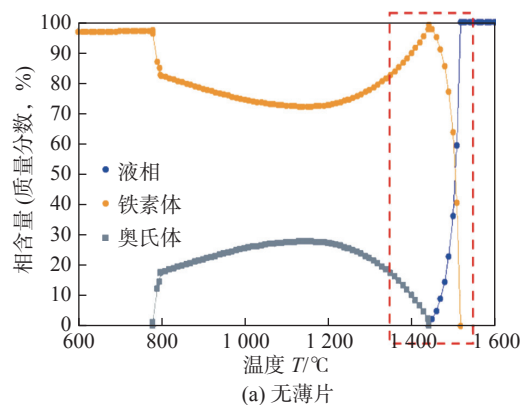


图 6 Jmatpro 模拟结果

Fig. 6 Jmatpro simulation results. (a) without foil; (b) Fig. a partial enlargement; (c) with foil; (d) Fig. c partial enlargement

2.4 高碳钢片对焊接接头力学性能的影响

图 9 给出的是焊接接头 (热处理前) 的杯突试

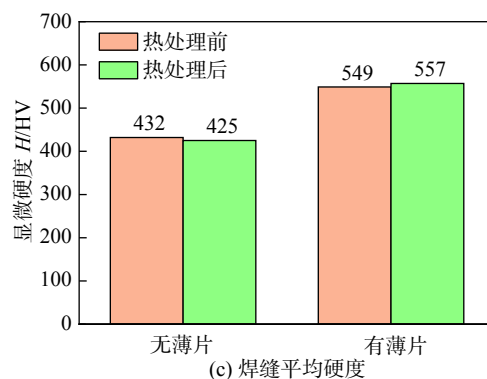
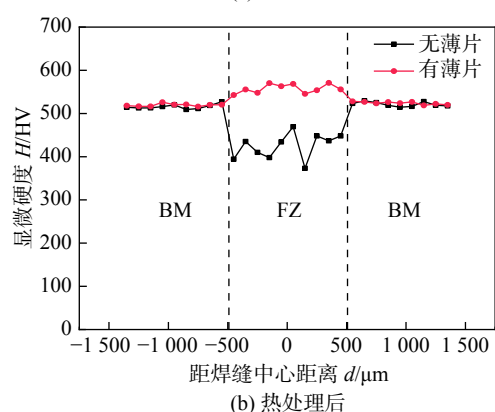
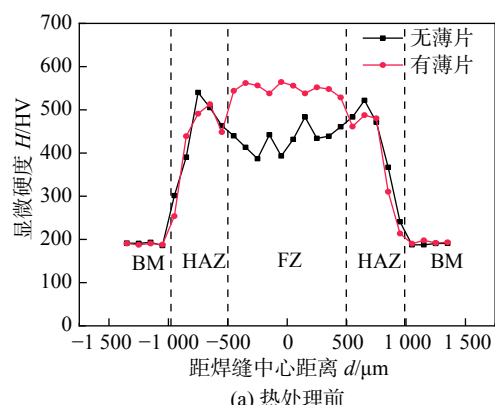


图 7 显微硬度

Fig. 7 Microhardness. (a) before heat treatment; (b) after heat treatment; (c) average weld hardness

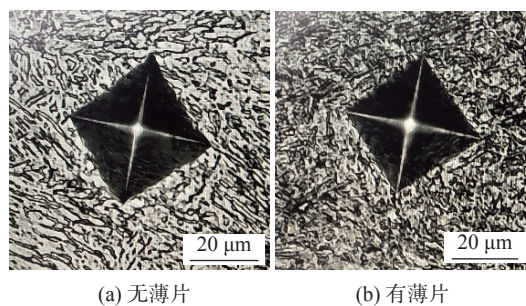


图 8 焊缝 (热处理前) 中马氏体的显微硬度

Fig. 8 Microhardness of martensite in fusion zone (before heat treatment). (a) without foil; (b) with foil

验结果. 2 种焊接接头均沿焊缝开裂, 起裂位置均位于 δ 铁素体内部. 在成形过程中, δ 铁素体与马

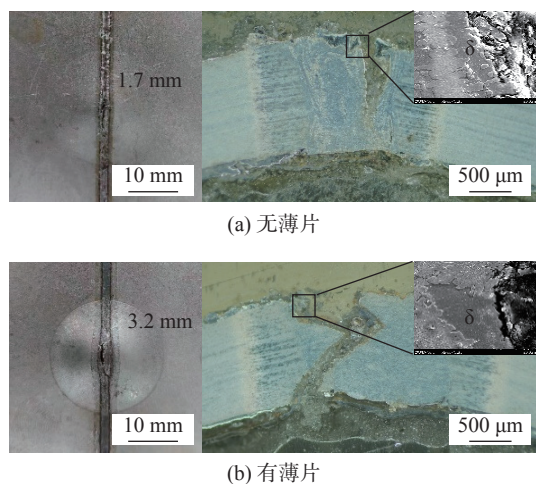


图 9 杯突试验结果

Fig. 9 The results of cupping test. (a) without foil; (b) with foil

氏体之间的协调变形能力较差,使得 δ 铁素体成为裂纹扩展的快速通道^[14].但是未添加薄片时,杯突值为 1.7 mm,添加薄片后,杯突值提升至 3.2 mm,后者相比于前者呈现出更好的成形性能.这是因为添加薄片的样品 δ 铁素体体积分数更低,使得裂纹的扩展能力有所降低,因而呈现出更优的成形性能.

图 10 给出的是焊接接头的宏观断口及拉伸曲线

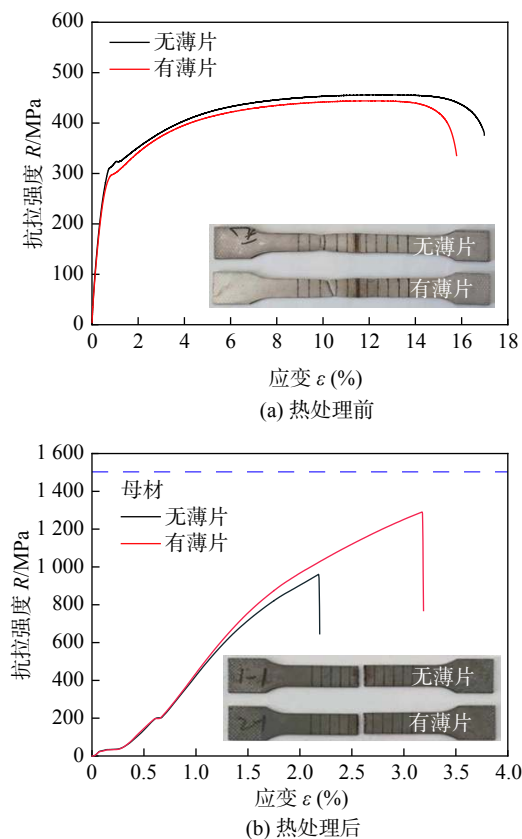


图 10 宏观断口与拉伸曲线

Fig. 10 Macro fracture and tensile curves. (a) before heat treatment; (b) after heat treatment

线.图 11 给出了焊接接头的断裂位置和 SEM 断口.热处理前,2 种焊接接头均断于母材,并发生了明显的颈缩变形,虽然 2 种焊接接头的焊缝组织均

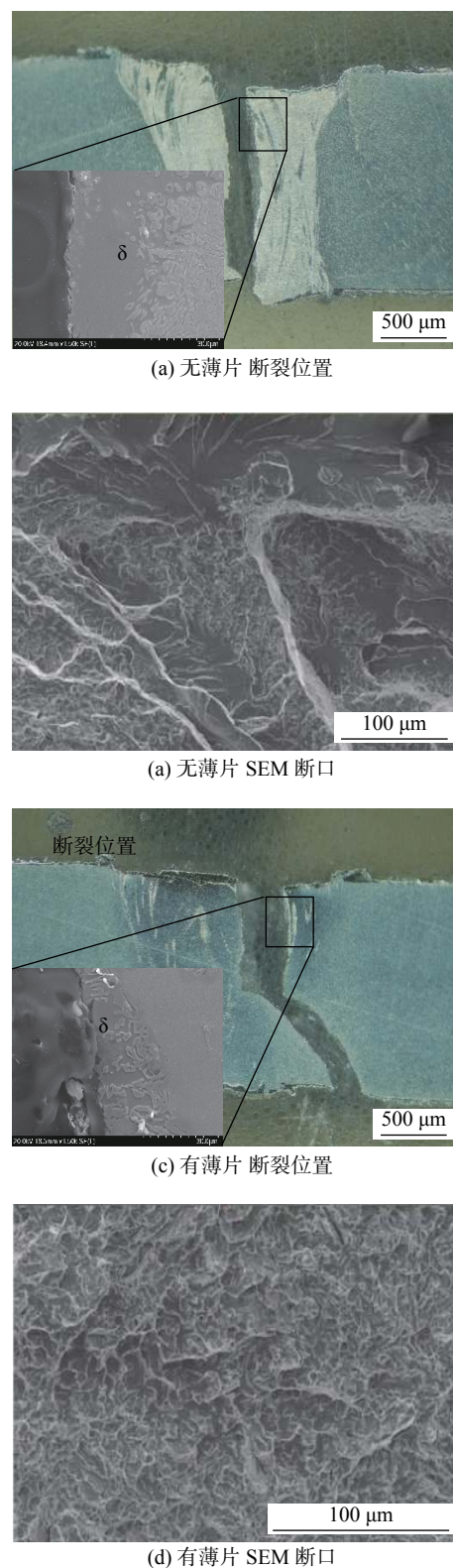


图 11 断裂位置与 SEM 断口

Fig. 11 Fracture location and SEM fracture. (a) without foil fracture location; (b) without foil SEM fracture; (c) with foil fracture location; (d) with foil SEM fracture

存在软相 δ 铁素体,但由于母材组织为铁素体和珠光体,具有更低的硬度与强度^[15],因此拉伸时母材优先发生塑性变形,并最终发生断裂.经过热处理后,2 种焊接接头均断于焊缝,且并未发生明显的颈缩变形,未添加薄片的焊接接头的抗拉强度仅为 980 MPa,添加薄片的焊接接头的抗拉强度却达到了 1 280 MPa,但仍然不及母材(约 1 500 MPa).

2 种焊接接头的断裂均是由 δ 铁素体引起,SEM 断口均存在明显的河流花样与解理面,呈现出脆性断裂的特征.拉伸过程中,软相 δ 铁素体与硬相马氏体两相间的变形极不协调,裂纹在两相的界面处产生并迅速扩展,最终引发脆性断裂^[14].但添加薄片的样品相比于未添加薄片的样品,抗拉强度提升了 300 MPa,其原因在于 δ 铁素体体积分数减小,马氏体体积分数增加,裂纹的扩展受到马氏体的阻碍增加,从而延迟了断裂的发生,抗拉强度有所提升.

3 结论

(1) 碳钢薄片的加入增加了焊缝的碳含量,奥氏体相区扩大,使得焊接接头焊缝中 δ 铁素体的体积分数由 17.3% 降低至 4.5%.

(2) 碳钢薄片的加入降低了 δ 铁素体的体积分数并增加马氏体的硬度,使得焊接接头焊缝的平均硬度由 425 HV 提升至 557 HV.

(3) 加入碳钢薄片后,焊缝 δ 铁素体体积分数降低,焊接接头的杯突值由 1.7 mm 增加至 3.2 mm,成形性能有所提升.热处理前焊接接头的拉伸性能并无明显变化,均断于母材.热处理后焊接接头的抗拉强度由 980 MPa 提升至 1 280 MPa.但由于 δ 铁素体未完全消除,焊接接头仍然于焊缝处发生脆性断裂.

参考文献

- [1] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(15): 2103 – 2118.
- [2] Fan D W, Cooman B C D. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts[J]. Steel Research International, 2012, 83(5): 412 – 433.
- [3] Ehling W, Cretteur L, Pic A. Development of a laser decoating process for fully functional Al-Si coated press hardened steel laser welded blank solutions [C]//Munich, Germany: 5th International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing.
- [4] Wang X N, Yi G, Sun Q, *et al.* Study on δ -ferrite evolution and properties of laser fusion zone during post-weld heat treatment on Al-Si coated press-hardened steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 5712 – 5722.
- [5] Vierstraete R, Ehling W, Pinard F, *et al.* Laser ablation for hardening laser welded steel blanks[J]. Industrial Laser Solutions, 2010(2): 6 – 11.
- [6] Kang M, Kim C, Bae S M. Laser tailor-welded blanks for hot-press-forming steel with arc pretreatment[J]. International Journal of Automotive Technology, 2015, 16(2): 279 – 283.
- [7] Lin W H, Li F, Hua X M, *et al.* Effect of filler wire on laser welded blanks of Al-Si-coated 22MnB5 steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 259: 195 – 205.
- [8] Chen X, Wang X, Sun Q, *et al.* Improving the mechanical properties of PHS laser welded joints by adding Ni foil to suppress δ -ferrite[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2020, 9(3): 5184 – 5193.
- [9] Khan M S, Razmpoosh M H, Macwan A, *et al.* Optimizing Weld Morphology and Mechanical Properties of Laser Welded Al-Si Coated 22MnB5 by Surface Application of Colloidal Graphite[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2021, 293: 117093.
- [10] 陈靖雨, 王晓南, 吕凡等. 激光束摆动焊接低碳钢焊接接头的组织和力学性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(3): 143 – 150.
- [11] Chen Jingyu, Wang Xiaonan, Lü Fan, *et al.* Microstructure and Mechanical Properties of Welded Joints of Low Carbon Steels Welded by Laser Beam Oscillating Welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(3): 143 – 150.
- [12] Sun Qian, Di Hongshuang, Wang Xiaonan, *et al.* Suppression of δ -ferrite formation on Al-Si coated press-hardened steel during laser welding[J]. Materials Letters, 2019, 245: 106 – 109.
- [13] Wang X N, Chen X M, Sun Q, *et al.* Formation mechanism of δ -ferrite and metallurgy reaction in molten pool during press-hardened steel laser welding[J]. Materials Letters, 2017, 206: 143 – 145.
- [14] Valeria L de la Concepción, Hernán N Lorusso, Hernán G Svoboda, *et al.* Effect of carbon content on microstructure and mechanical properties of dual phase steels[J]. Procedia Materials Science, 2015, 8: 1047 – 1056.
- [15] 张泽成, 赵成志, 张贺新等. 不同铝质量分数耐热钢的显微组织及冲击性能 [J]. 钢铁, 2015(6): 69 – 74.
- [16] Zhang Zecheng, Zhao Chengzhi, Zhang Hexin, *et al.* Effect of aluminum contents on δ -ferrite content and impact properties of heat resistant steel[J]. Iron and Steel, 2015(6): 69 – 74.
- [17] 陈夏明, 王晓南, 孙茜等. Al-Si 镀层 22MnB5 钢激光焊接接头组织和性能的影响 [J]. 机械工程学报, 2018, 54(6): 162 – 167.
- [18] Chen Xiaming, Wang Xiaonan, Sun Qian, *et al.* Effect of Al-Si Coating on Microstructure and properties of 22MnB5 Steel Laser Welded Joint[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(6): 162 – 167.

第一作者: 叶硕, 硕士; 主要从事汽车轻量化方面的研究. Email: 1304736311@qq.com.

通信作者: 邸洪双, 博士, 教授; 主要从事先进钢铁材料制备及加工方面的研究工作. Email: dhshuang@mail.neu.edu.cn.

(编辑: 张基隆)