

铝硅涂层钢摆动激光填丝焊接接头组织和性能

许伟^{1,2}, 张旭志^{1,2}, 陶武¹, 张家志¹, 杨上陆^{1,3*}¹中国科学院上海光学精密机械研究所激光智能制造技术研发中心, 上海 201800;²中国科学院大学, 北京 100049;³中国科学院大学材料与光电研究中心, 北京 100049

摘要 采用摆动激光填丝焊接 Al-Si 涂层 22MnB5 钢, 研究摆动频率对焊接接头的组织和力学性能的影响。并与常规激光自熔焊接(LW)进行对比, 讨论摆动激光填丝焊接(OLFW)工艺对 δ -铁素体的抑制作用。结果表明, LW 焊缝表面出现下凹, 而 OLFW 工艺能够改善焊缝成形, 并降低焊缝中 α -铁素体的含量。当摆动频率为 200 Hz 时, α -铁素体的体积分数最低(11.51%)。高含量的 α -铁素体造成 LW 接头的平均硬度、抗拉强度、延伸率分别降低至 392 HV、1440 MPa、1.92%。与 LW 相比, 热冲压前摆动激光填丝焊接样品 2(OLFW2)焊缝中 Al 的平均含量(质量分数)由 2.16% 降低至 1.38%。热冲压后 OLFW2 接头的平均硬度、抗拉强度、延伸率分别提高至 471 HV、1561 MPa、3.1%, 分别提高了 20.2%、8.4%、61.5%。焊缝中 α -铁素体的形成和不均匀分布是造成 LW 和 OLFW2 接头断裂在焊缝的主要原因。

关键词 激光技术; 摆动激光焊接; 热成形钢; 铝硅涂层; 焊丝; 微观组织; 力学性能

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230498

1 引言

汽车轻量化是汽车工业降低能源消耗和减少温室气体排放的主要措施^[1-2]。为降低车重和提高车身的性能, 车身制造中超高强钢的需求正在迅速增长^[3-4]。由于冷成形超高强钢存在的回弹、成形性差等问题, 研究人员开发了热冲压工艺^[5-6]。热成形钢是一种超高强钢, 热冲压成形后的极限抗拉强度超过 1500 MPa, 被广泛应用于汽车的 A 柱、B 柱、门环等安全结构部件的制造^[7-9]。为避免钢板在热冲压过程中发生氧化和脱碳, 提高钢板的成形精度, 通常会在钢板表面预制涂层。铝硅涂层在超过 900 °C 的高温条件下仍具有优异的抗氧化性能, 故其成为热成形钢的常用涂层^[10-11]。

采用激光焊接不同等级和不同厚度的热成形钢能够进一步降低车重和节约成本^[12-13]。目前, 制造热冲压零部件的方法主要有两种。一种是直接采用激光焊接热冲压后的组件, 但是该方法会造成热影响区的马氏体发生回火, 导致热影响区发生软化^[14-15]。另外一种是先使用激光焊接坯料, 再进行热冲压成形。该方法能够避免热影响区软化, 成为热成形钢拼焊的主流方法。然而, 在激光焊接过程中铝硅涂层会熔化扩散至焊缝中, 导致焊缝中形成铁素体相, 严重恶化焊接接

头的力学性能。Sun 等^[16]研究铝硅涂层对激光焊接 22MnB5 钢的影响规律, 发现富 Al 熔池的形成导致更多的 δ -铁素体相出现。Saha 等^[17]通过透射电镜(TEM)证实了激光焊接后的焊缝组织为 δ -铁素体相和马氏体。此外, Saha 等^[18]还测试了热冲压后焊接接头的力学性能, 认为 α -铁素体的形成是造成焊接接头力学性能下降的主要原因。

为减少铝硅涂层的负面影响, 提高焊接接头的力学性能, 国内外学者开展了许多相关研究。Xu 等^[19]利用纳秒激光去除表面的铝硅涂层, 研究了涂层的分布对焊接接头的组织和性能的影响。他们发现上表面的铝硅涂层恶化焊接接头力学性能的能力强于下表面, 完全去除涂层后焊接接头的力学性能显著提升。但是去除涂层的设备昂贵, 额外增加了成本并降低了生产效率。Kang 等^[20]发现大直径的光斑可增加熔池的流动性, 有助于 Al 的扩散, 增加了焊缝中马氏体的含量。Xu 等^[21]采用沿圆形路径摆动的激光束增加熔池的尺寸和流动性, 减少铁素体的形成和 Al 的偏析, 提高了焊接接头的力学性能。Gerhards 等^[22]使用一种改良后的“ ∞ ”光束路径, 改善了焊缝中 Al 的分布均匀性, 增大了拉伸载荷。此外, Lin 等^[23]通过在激光焊接过程中填充碳钢焊丝, 稀释了 Al 的含量, 并降低了铁素体的占比。张郑辉等^[24]采用激光填丝焊接工艺获得了全

收稿日期: 2023-02-07; 修回日期: 2023-03-07; 录用日期: 2023-03-23; 网络首发日期: 2023-04-02

基金项目: 吉林省与中国科学院科技合作高新技术产业化专项(2021SYHZ0007)

通信作者: yangshanglu_lab@126.com

马氏体的焊缝,提高了焊接接头的力学性能。综上所述,增加熔池的流动性和引入焊丝稀释焊缝中的 Al 元素均有助于提高焊接接头的力学性能。

基于增加熔池流动性和引入焊丝的优点,本文采用摆动激光填丝焊接工艺焊接铝硅涂层 22MnB5 钢。通过优化工艺参数,研究了摆动频率对焊接接头的组织和力学性能的影响。并与常规激光焊接进行对比,揭示了焊接接头的强化机理。

2 试验材料与方法

2.1 试验材料

母材(BM)为 1.5 mm 厚的双面涂覆 Al-Si 涂层的 22MnB5 钢,焊丝为 1.0 mm 直径的实心焊丝。母材和焊丝的化学成分如表 1 所示。图 1 为 Al-Si 涂层 22MnB5 钢在热冲压前和热冲压后的涂层和母材的微观组织。

表 1 母材和焊丝的化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of base metal and filler wire (mass fraction, %)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Fe
Base metal	0.23	0.5	1.05	-	-	0.17	-	-	-	0.05	Bal.
Welding wire	0.0740	0.6300	1.7800	0.0070	0.0010	0.4400	2.1800	0.5700	0.2100	-	Bal.

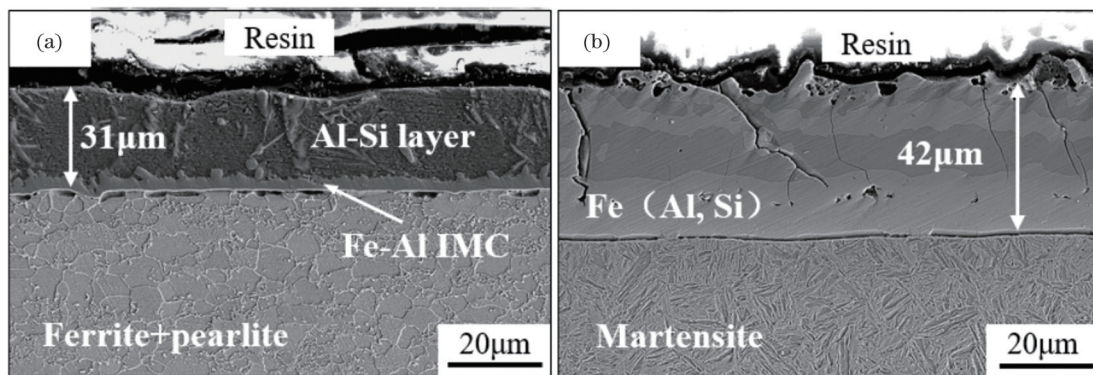


图 1 涂层和 22MnB5 钢的微观组织^[25]。(a)热冲压前;(b)热冲压后

Fig. 1 Microstructures of coating and 22MnB5 steel^[25]. (a) Before hot stamping; (b) after hot stamping

热冲压前涂层的总厚度为 28~32 μm ,可分为 Al-Si 层和 Fe-Al 金属间化合物层(IMCs),如图 1(a)所示。母材的组织主要为铁素体和马氏体。热冲压后,母材和涂层在界面处的元素相互扩散,涂层的厚度增加,如图 1(b)所示。

2.2 试验方法

摆动激光填丝焊接系统由光纤激光器、KUKA 机器人、摆动焊接头组成。激光波长为 1070 nm,焦距为 400 mm。图 2 为摆动激光填丝焊接 Al-Si 涂层 22MnB5 钢的示意图。

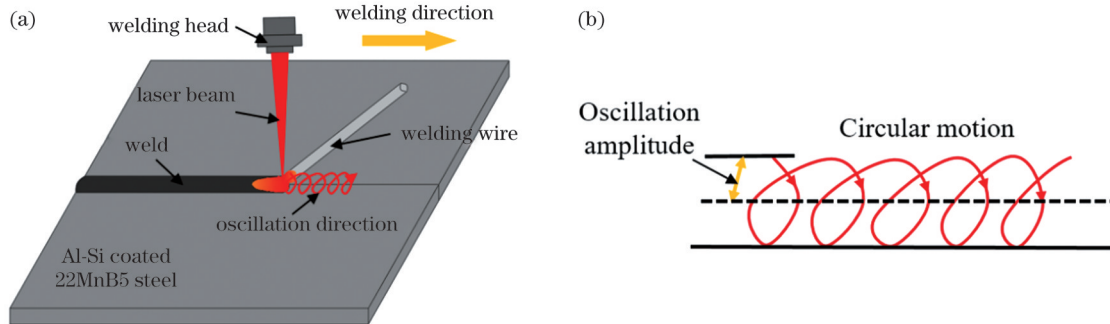


图 2 摆动激光填丝焊接 Al-Si 涂层 22MnB5 钢示意图。(a)焊接示意图;(b)摆动路径示意图^[25]

Fig. 2 Schematics of oscillation laser filler wire welding of Al-Si coated 22MnB5 steel. (a) Schematic of welding; (b) schematic of oscillation path^[25]

焊丝的引入能够稀释焊缝中的 Al 元素,减少焊缝中铁素体的含量^[23]。基于摆动激光束搅拌熔池的特性和焊丝引入的优势,通过固定送丝量,研究了摆动频率对焊缝成形、微观组织以及接头的力学性能的影响。为提高送丝的稳定性和焊接过程中采用前置送丝,送丝角

度为 45°。光斑直径固定为 0.4 mm,对接间隙为 0 mm,焊接过程中无保护气体,其他焊接参数如表 2 所示。为方便试验对比,激光自熔焊工艺简称为 LW,摆动激光填丝焊接简称为 OLFW。焊接结束后,将拼焊板放置 950 $^{\circ}\text{C}$ 的马弗炉中保温 5 min,随后转移水淬至室温。

表 2 焊接参数
Table 2 Welding parameters

Serial number	Laser power /W	Welding speed /(m/min)	Oscillation frequency /Hz	Oscillation amplitude /mm
LW	1500	3	0	0
OLFW1	5500	3	140	0.5
OLFW2	5500	3	200	0.5
OLFW3	5500	3	260	0.5
OLFW4	5500	3	320	0.5

利用线切割方法将淬火后的拼焊板切割成 3 个拉伸样和 1 个金相样,如图 3 所示。采用体积分数为 4% 的硝酸乙醇对抛光后的金相样进行腐蚀 3~5 s。利用场发射扫描电镜(SEM)观察焊缝的微观结构,使用能谱仪(EDS)测量焊缝的化学成分。拉伸试样的尺寸如

图 3(b)所示。利用万能拉伸试验机测试焊接接头的拉伸性能,拉伸速度为 3 mm/min。拉伸结束后,利用场发射扫描电镜观察断口形貌。利用显微维氏硬度计测量焊缝的显微硬度,保载时间为 10 s。使用 Pandat 软件进行激光焊接过程的平衡相图计算。

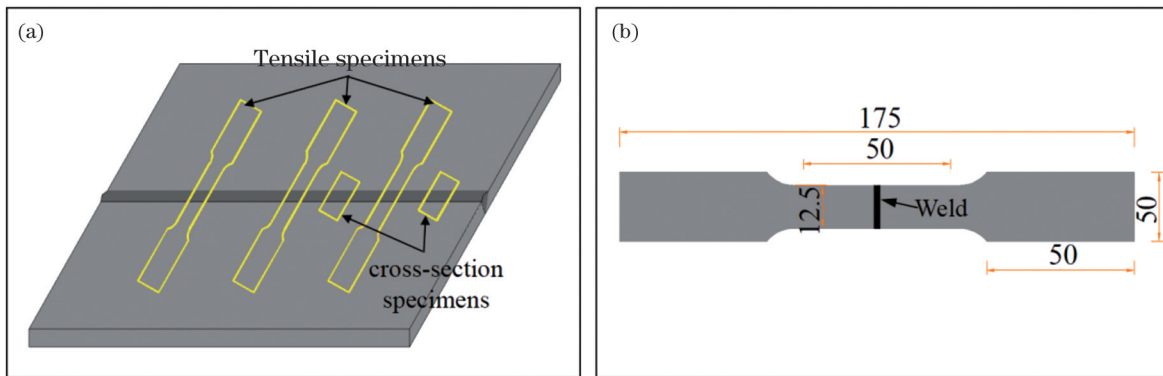


图 3 金相和拉伸取样位置以及拉伸样尺寸。(a)取样位置^[26]; (b)拉伸样的尺寸^[25]

Fig. 3 Metallographic and tensile sampling locations and tensile sample size. (a) Sampling locations^[26]; (b) size of tensile sample^[25]

3 试验结果与分析

3.1 焊缝成形和微观组织

图 4 为热冲压后不同摆动频率下的焊缝截面形貌图,其中,HSBM 为热冲压后的母材,FZ 为焊缝。在不同摆动频率下焊缝截面均未形成气孔、裂纹缺陷。激光自熔焊接(摆动频率和摆动幅度的大小均为 0)的焊缝截面呈“Y”形状,如图 4(a)所示。由于焊接过程中没有填材的填充,焊缝表面出现下凹。在摆动填丝焊接过程中,焊丝的填充改善了焊缝成形,焊缝更饱满,且呈沙漏状,如图 4(b)~(e)所示。但是,不同摆动频率会影响焊丝与光斑的作用程度,导致焊缝表面两侧的填充量存在差异。当摆动频率为 140 Hz 时,焊缝的左侧形成凸起,如图 4(b)所示。主要原因是摆动频率过小导致焊丝的末端与待焊面发生接触,造成焊丝的位置发生偏移。偏向左侧的焊丝的熔化量增大,造成焊缝的左侧形成凸起。当摆动频率为 200 Hz 时,熔池稳定性更好,焊缝的成形较好,且表面两侧的填充量基本一致。随着频率由 260 Hz 增大至 320 Hz,较大的摆动频率造成焊接熔池剧烈振荡,且熔化的焊丝易在一侧聚集,导致焊缝形成凸起,如图 4(d)、(e)所示。

利用光学显微镜的图像测量工具对不同摆动频率下的焊缝截面的尺寸进行测量,当涂层的平均厚度为 30 μm 时,可计算出涂层在焊缝中的面积占比,结果如表 3 所示。激光自熔的涂层在焊缝中的面积占比为 6.37%,显著高于摆动激光填丝焊接(4.35%~4.56%)。主要有两方面原因:一方面,焊丝的填充增加了焊缝的截面面积;另一方面,摆动激光焊具有更宽的熔宽,焊缝的截面积更大。因此,摆动激光填丝焊接工艺能够稀释焊缝中涂层的成分。

在 950 $^{\circ}\text{C}$ 的热处理过程中,母材和热影响区的微观组织完全奥氏体化。在随后的快速冷却过程中,奥氏体转变为马氏体。因此,热冲压后的母材和热影响区的微观组织为全马氏体。与母材和热影响区相比,Al-Si 涂层在激光焊接过程中熔化并扩散至焊缝,造成焊缝的化学成分发生改变。利用 SEM 观察热冲压后不同摆动频率下的焊缝的微观组织,如图 5 所示。不同焊接参数下的焊缝的微观组织均为 α -铁素体(α -ferrite)和板条马氏体(LM)。由于激光焊接过程中的 Marangoni 效应,Al 元素不能均匀扩散,在随后的快速冷却过程中形成偏析。Al 元素是强铁素体稳定化元素^[16, 27],高含量的 Al 元素导致焊缝中形成 δ -铁素体。

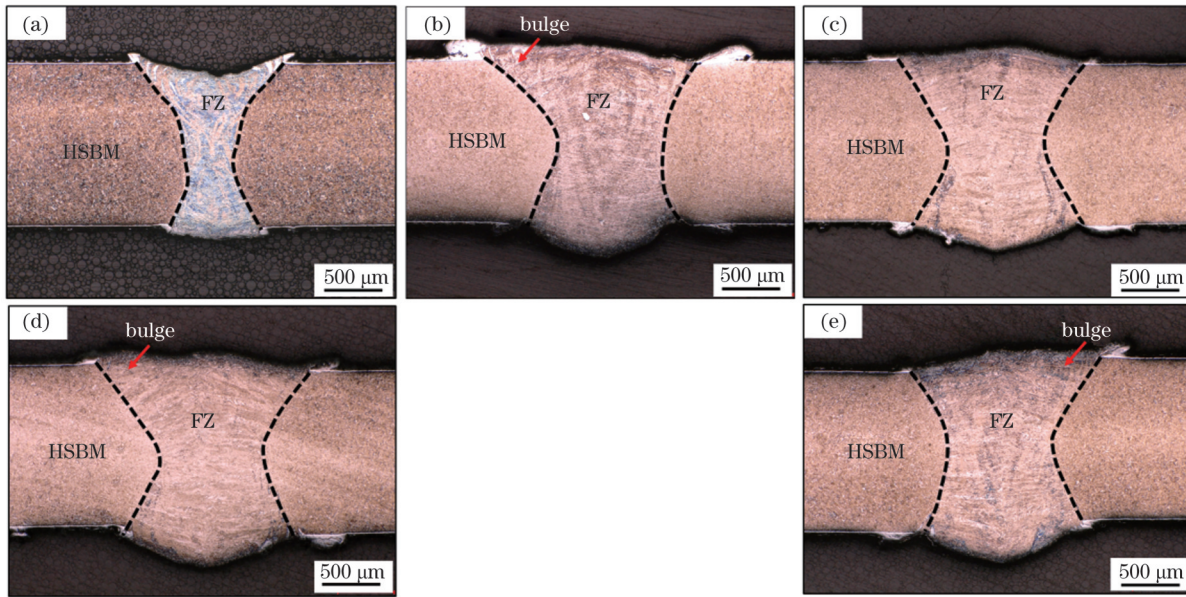


图 4 热冲压后不同摆动频率下的焊缝截面形貌。(a) 0; (b) 140 Hz; (c) 200 Hz; (d) 260 Hz; (e) 320 Hz

Fig. 4 Weld section morphologies under different oscillation frequencies after hot stamping. (a) 0; (b) 140 Hz; (c) 200 Hz; (d) 260 Hz; (e) 320 Hz

表 3 焊缝的尺寸及熔化的涂层在焊缝中的面积占比

Table 3 Dimensions of weld and area proportion of melted coating in weld

Oscillation frequency / Hz	Upper weld width / μm	Lower weld width / μm	Melting area / μm^2	Area ratio of coating / %
0	1257	786	962076	6.37
140	1868	1392	2144698	4.56
200	1620	1458	2079540	4.44
260	1844	1521	2320400	4.35
320	1682	1417	2137743	4.35

Yoon 等^[28]研究了在激光焊接和热冲压条件下焊缝中 Al 元素的分布情况。他们发现在激光焊接和热冲压条件下焊缝中均会形成 Al 偏析,且在 Al 偏析处形成铁素体。Saha 等^[17]利用 TEM 证实了热冲压前焊缝的微观组织主要为无位错的 δ -铁素体和高位错的马氏体,热冲压后的组织为少量位错的 α -铁素体和高位错的马氏体。因此,在激光焊接条件下焊缝为 δ -铁素体和马氏体的混合组织。在热冲压过程中,非平衡 δ -铁素体会达到平衡,且剩余的 δ -铁素体会转变为更稳定的 α -铁素体相。

热冲压后不同摆动频率下的 α -铁素体形状和尺寸也不一样。激光自熔焊焊缝边界附近的 α -铁素体呈长条状,且尺寸较大。焊缝中心的 α -铁素体呈不规则状。此外,激光自熔焊焊缝中的 α -铁素体的尺寸明显大于摆动激光填丝焊,如图 5 所示。图 6 为图 5 中不同相的体积分数的统计结果。激光自熔焊焊缝的 α -铁素体的体积分数最高(36.73%)。与激光自熔焊相比,摆动填丝焊焊缝中的 α -铁素体的体积分数减小。说明摆动激光填丝焊接工艺可以抑制 α -铁素体的形成。随着摆动频率由 140 Hz 增加至 200 Hz, α -铁素体的体积分数由

30.14% 降低至 11.51%。随着摆动频率继续增大至 320 Hz,焊缝中的 α -铁素体的体积分数波动较小。当摆动频率高于 200 Hz 时,焊缝中 α -铁素体的体积分数显著降低。焊缝中的微观组织差异性将会影响焊接接头的力学性能。

3.2 焊接接头的力学性能

利用万能拉伸机和引伸计测试热冲压后不同焊接参数下的焊接接头的力学性能,结果如图 7 所示。由于激光自熔焊的焊缝存在一定的凹陷,且焊缝中形成了更多 α -铁素体,在拉伸载荷的加载过程中易在焊缝处形成应力集中,故激光自熔焊的焊接接头的力学最差,其抗拉强度和延伸率分别为 1440 MPa 和 1.92%,仅为母材(1604 MPa, 6.90%)的 89.8% 和 27.8%。与激光自熔焊相比,摆动激光填丝焊的焊接接头的力学性能得到提升。一方面,摆动激光填丝焊的焊缝成形得到改善,焊缝更饱满。另一方面,摆动填丝焊接工艺减少了焊缝中 α -铁素体的含量。当摆动频率由 140 Hz 增加至 200 Hz 时,焊缝中的 α -铁素体含量明显降低。焊接接头的抗拉强度由 1477 MPa 增加至 1561 MPa,延伸率由 2.35% 增加至

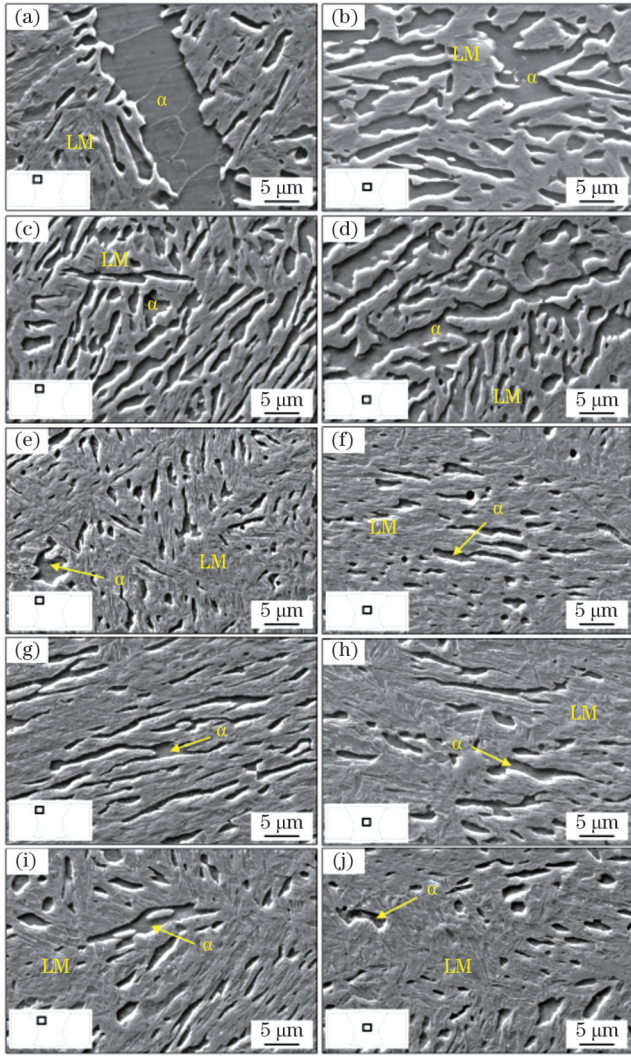


图 5 热冲压后不同摆动频率下的焊缝的微观组织。(a)(b) 0; (c)(d) 140 Hz; (e)(f) 200 Hz; (g)(h) 260 Hz; (i)(j) 320 Hz

Fig. 5 Microstructures of welds under different oscillation frequencies after hot stamping. (a)(b) 0; (c)(d) 140 Hz; (e)(f) 200 Hz; (g)(h) 260 Hz; (i)(j) 320 Hz

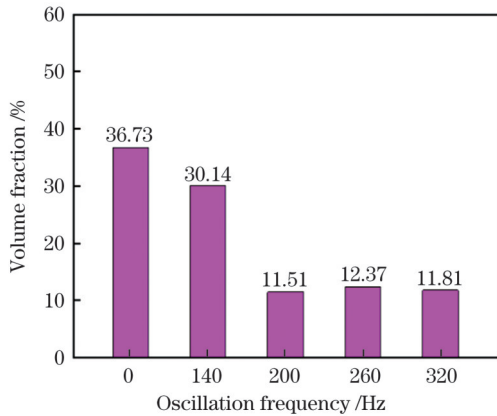


图 6 热冲压后不同摆动频率下焊缝中 α -铁素体的体积分数
Fig. 6 Volume fractions of α -ferrite in welds under different oscillation frequencies after hot stamping

3.1%。随着摆动频率继续增大至 320 Hz, 焊缝中铁素体的体积分数波动不明显, 焊接接头的抗拉强度和延伸率变化较小。焊缝中 α -铁素体的体积分数与焊接接头的力学性能呈负相关。对于摆动激光填丝焊接工艺来说, 当摆动频率大于 200 Hz 时, 焊缝中 α -铁素体的体积分数显著降低, 焊接接头的力学性能提高。

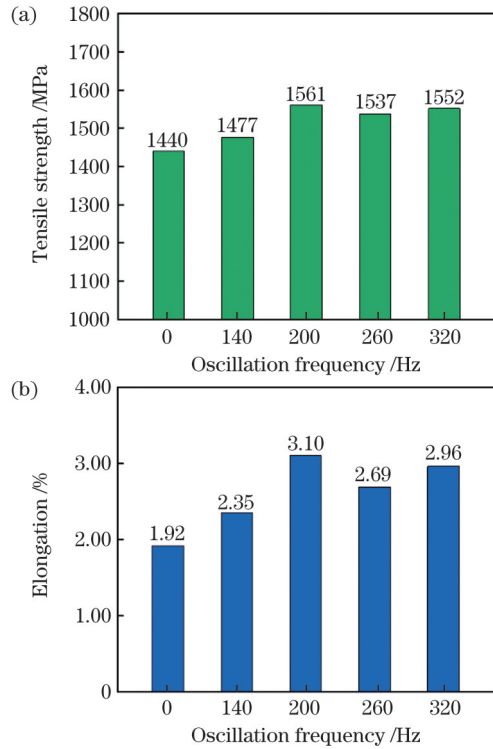


图 7 热冲压后不同摆动频率下焊接接头的力学性能。(a) 抗拉强度; (b) 延伸率

Fig. 7 Mechanical properties of welded joints under different oscillation frequencies after hot stamping. (a) Tensile strength; (b) elongation

为分析激光自熔焊和摆动填丝焊的焊接接头的力学性能差异, 将优化参数后的摆动激光填丝焊 (200 Hz) 与激光自熔焊进行比较。热冲后两种焊接工艺下的焊缝硬度如图 8 所示。由于 LW 样品和摆动激光填丝焊接样品 2 (OLFW2) 中的焊缝含有 α -铁素体, α -铁素体的位错密度远低于马氏体, 故焊缝均发生软化。Saha 等^[17] 利用纳米压痕测试 α -铁素体和马氏体的纳米硬度, α -铁素体的纳米硬度 $[(5.05 \pm 0.42) \text{ GPa}]$ 低于马氏体 $[(7.14 \pm 0.61) \text{ GPa}]$ 。LW 焊缝中高含量的 α -铁素体导致焊缝软化更严重, 焊缝的平均硬度为 392 HV, 仅为母材 (506 HV) 的 77.5%。与 LW 焊缝相比, OLFW2 焊缝的 α -铁素体的含量降低, 焊缝的平均硬度增加至 471 HV。此外, LW 焊缝的硬度波动比 OLFW2 焊缝更大, 说明 OLFW2 焊缝中 α -铁素体的分布均匀性比 LW 更好。

图 9 为拉伸断裂后 LW 和 OLFW2 焊接接头的形

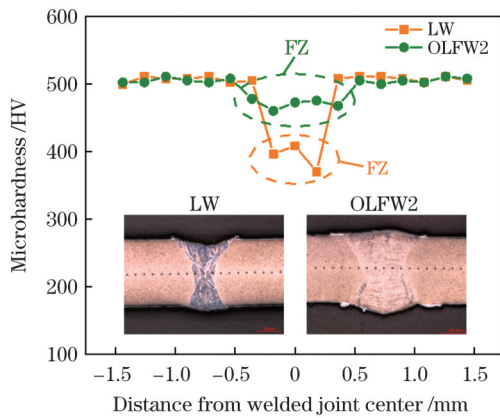


图 8 热冲压后 LW 和 OLFW2 焊接接头的硬度分布

Fig. 8 Hardness distributions of LW and OLFW2 welded joints after hot stamping

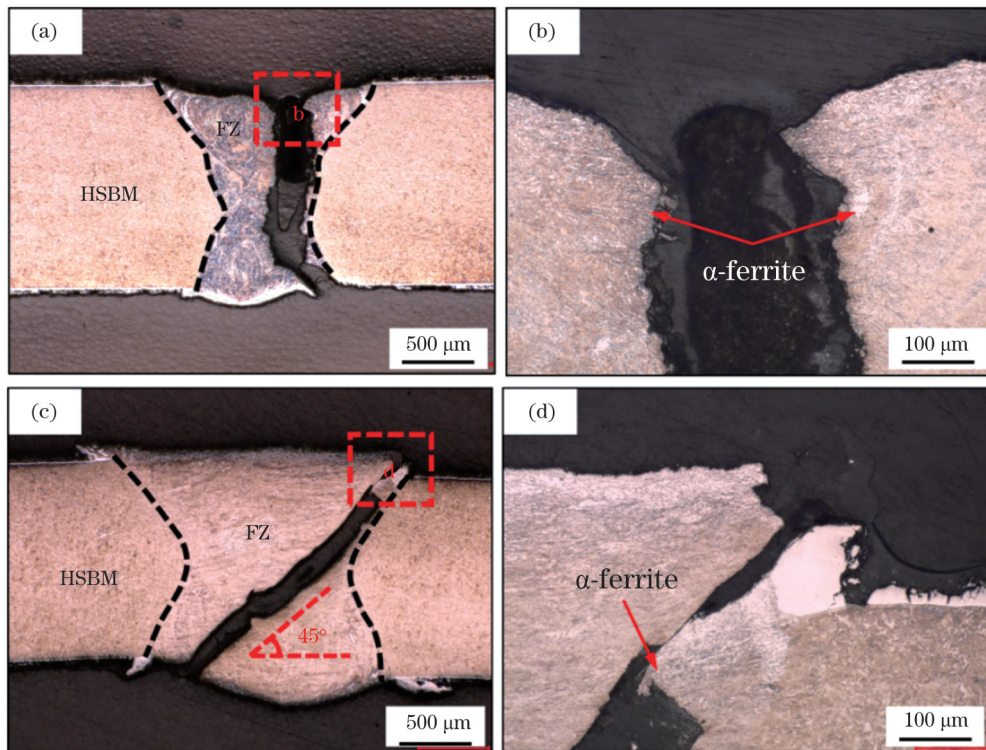


图 9 热冲压后焊接接头的断裂位置。(a)(b)LW 焊接接头;(c)(d)OLFW2 焊接接头

Fig. 9 Fracture locations of welded joints after hot stamping. (a)(b) LW welded joint; (c)(d) OLFW2 welded joint

图 10 为焊接接头在拉伸断裂后的断口形貌。LW 断口主要分为脆性区和韧性区,如图 10(a)所示。脆性区形貌凹凸不平,其面积占比超过 80%,焊接接头的塑性较差。脆性区为具有河流纹的解理面,韧性区为小且浅的韧窝,如图 10(b)、(c)所示。OLFW2 断口的韧性区的面积占比超过 80%,且韧性区的韧窝比 LW 更大和更深。此外,LW 样品和 OLFW2 的解理面均具有较高的 Al 质量分数(前者为 3.13%,后者为 2.32%),这可能与 α -铁素体的分布位置相关。马氏体内部断裂,形成韧窝。因此,OLFW2 焊接接头表现出更好的延展性,这与拉伸结果相一致。OLFW2 焊接接头的强度和延伸率分别比 LW 高 8.4% 和 61.5%,如

图 7 所示。LW 和 OLFW2 均在焊缝处发生断裂,如图 9(a)、(c)所示。主要原因是焊缝中 α -铁素体的形成和不均匀的分布导致拉伸过程中应力集中在焊缝。两种焊接工艺下焊缝中 α -铁素体的含量不一样,裂纹的扩张路径不一样。Ashrafi 等^[29]研究了拉伸过程中铁素体与马氏体界面空洞形成的微观机制,发现在垂直加载方向上,铁素体和马氏体的界面处比马氏体内部更易形成孔隙。LW 焊缝中高含量的 α -铁素体与马氏体的接触面积增大,且焊缝的表面出现下凹,导致接头在焊缝处早期失效。采用摆动填丝工艺可减少 α -铁素体的形成,提高 α -铁素体分布的均匀性,改善 OLFW2 焊接接头应力集中的程度。在拉伸的过程中,OLFW2 焊接接头的裂纹呈 45° 扩张,如图 9(c)所示。

图 7 所示。

4 讨 论

为进一步分析 LW 和 OLFW2 热冲压后的微观组织的差异性,对二者冲压前的微观组织进行观察,如图 11 所示。LW 焊缝的边界附近和中心均为 δ -铁素体和马氏体的混合组织, δ -铁素体(δ)的 Al 质量分数(2.36%~3.56%)明显高于板条马氏体(1.30%~1.41%)。其中,LW 焊缝边界附近的 δ -铁素体呈长条状,焊缝中心呈不规则状。焊缝边界附近的 δ -铁素体的 Al 质量分数高于焊缝中心, δ -铁素体的尺寸也大于焊缝中心。Al 质量分数越高,形成的 δ -铁素体的尺寸

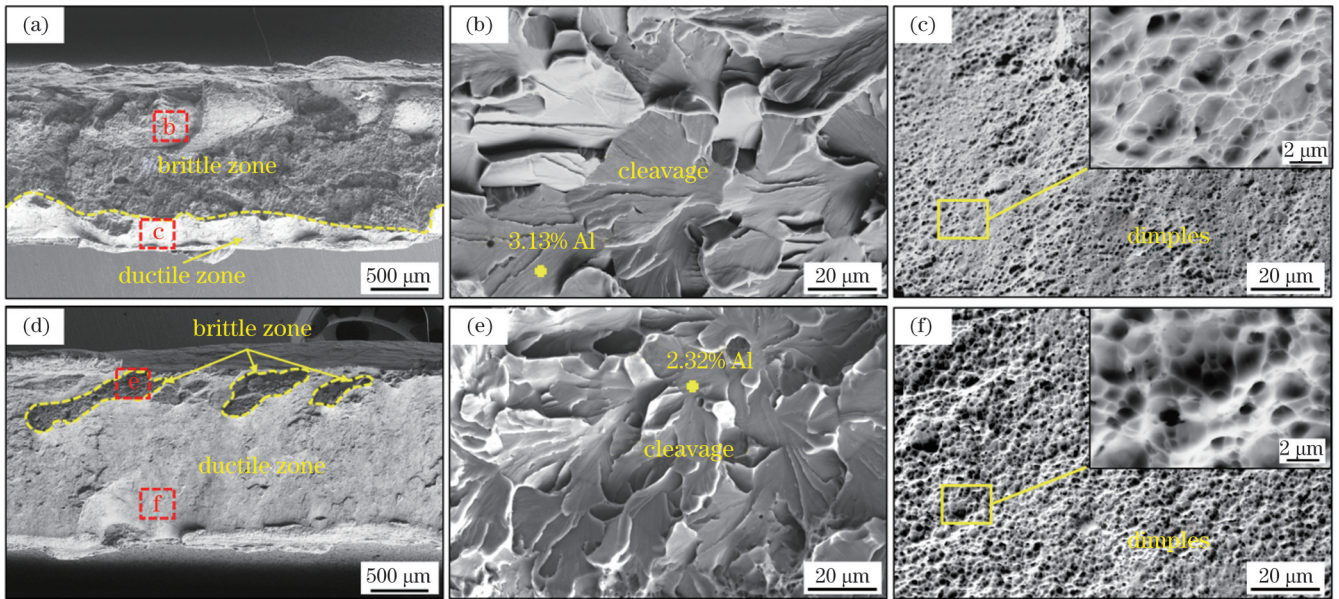


图 10 热冲压后焊接接头的断裂形貌。(a)~(c)LW 焊接接头;(d)~(f)OLFW2 焊接接头

Fig. 10 Fracture morphologies of welded joints after hot stamping. (a)~(c) LW welded joint; (d)~(f) OLFW2 welded joint

越大。摆动填丝后焊缝边界处仍形成 δ -铁素体,但是 δ -铁素体的Al质量分数(1.77%)和尺寸均小于LW,而焊缝中心为全马氏体组织。摆动激光填丝焊接工艺对减少Al质量分数和 δ -铁素体的形成主要有两方面的作用。一方面,摆动激光束增加了熔池的尺寸,加速了熔池的流动性,促进了Al元素的扩散。另一方面,

焊丝的引入稀释了熔池中的Al元素。Lin等^[23]研究了填充焊丝对焊缝的微观组织的影响。他们发现增加焊丝的填充量能够稀释焊缝中的Al,减少铁素体的形成。综上所述,摆动激光束可增加熔池的流动性,促进熔化的焊丝和母材的混合,提高焊缝成分的分布均匀性,抑制Al元素的负面影响。

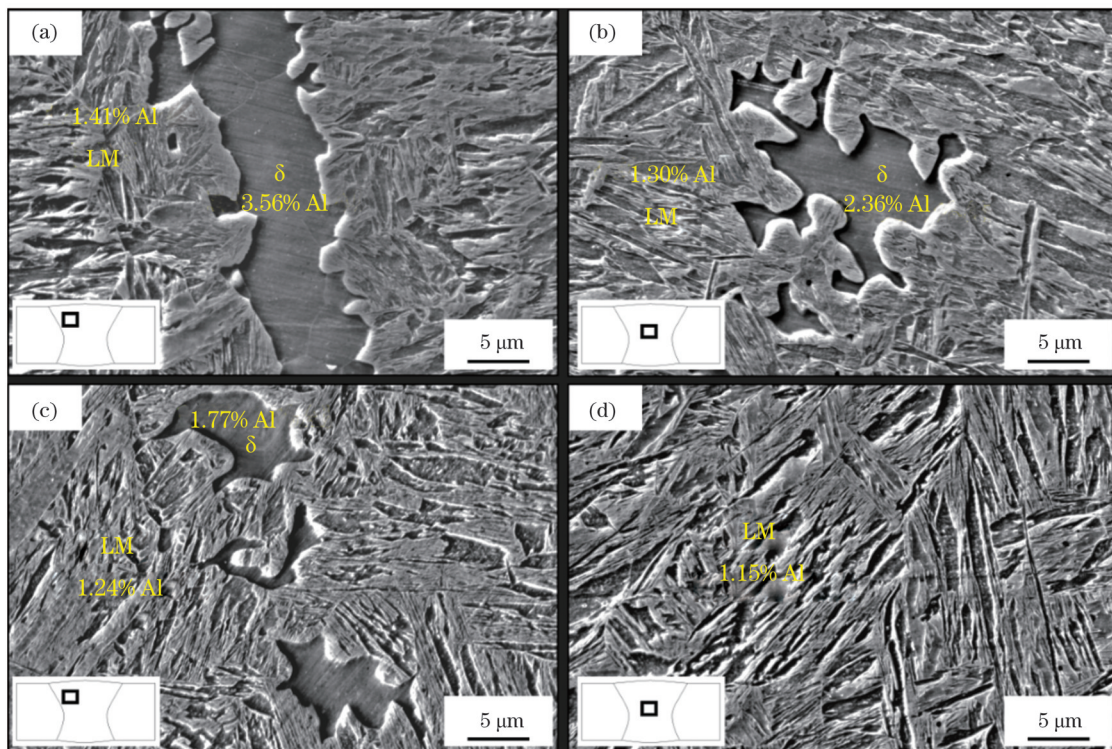


图 11 热冲压前焊缝的微观组织。(a)(b)LW 焊缝;(c)(d)OLFW2 焊缝

Fig. 11 Microstructures of welds before hot stamping. (a)(b) LW weld; (c)(d) OLFW2 weld

对两种焊接工艺所得的焊缝的化学成分进行测量并求平均值,结果如表 4 所示。由于焊丝的引入和摆

动激光束增加了熔池的流动性,OLFW2 焊缝中的 Al 元素得到稀释,Al 的质量分数平均值明显低于 LW。

根据表 4 中的数据,利用 Pandat 软件计算两种焊接工艺下的微观组织演变规律,结果如图 12 所示。

表 4 LW 和 OLFW2 焊缝的化学成分(质量分数,%)

Table 4 Chemical compositions of LW and OLFW2 welds (mass fraction, %)

Weld	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
LW weld	2.16	0.48	0.17	1.23	95.96	-
OLFW2 weld	1.38	0.57	0.17	1.39	96.13	0.36

在 LW 焊接过程中的第一阶段(L→ δ),熔池中液相(L)直接生成初生 δ -铁素体相。当温度为 1439 °C 时, δ -铁素体相的体积分数接近 82%。由于受到液相体积分数(18%)的限制,只有少量的 δ -铁素体相通过第二阶段的包晶反应(L+ δ → γ)被消耗转变为 γ 相。

当温度降低至 1426 °C 时, δ -铁素体相的体积分数仍有 55%。随着温度继续降低(第三阶段),部分 δ -铁素体相转变为 γ 相, δ -铁素体相被进一步消耗(δ → γ)。但是, δ -铁素体相无法全部转变为 γ 相。在随后的快速冷却过程中, γ 相转变为马氏体, δ -铁素体相保留下来,如图 11(a)、(b)所示。在摆动激光填丝焊接过程中,在焊丝和摆动激光束的共同作用下,Al 平均含量下降。第一阶段的初生 δ -铁素体相的体积分数下降,液相的体积分数增加至 29%。在第二阶段的包晶反应中, δ -铁素体相的体积分数下降至 28%。OLFW2 的焊缝边界附近存在 Al 的偏析(质量分数为 1.77%),最终形成 δ -铁素体相。焊缝中心 Al 的质量分数仅为 1.15%,低于平均含量,获得全马氏体组织。综上所述,采用摆动激光填丝焊接工艺能够显著抑制 δ -铁素体的形成。

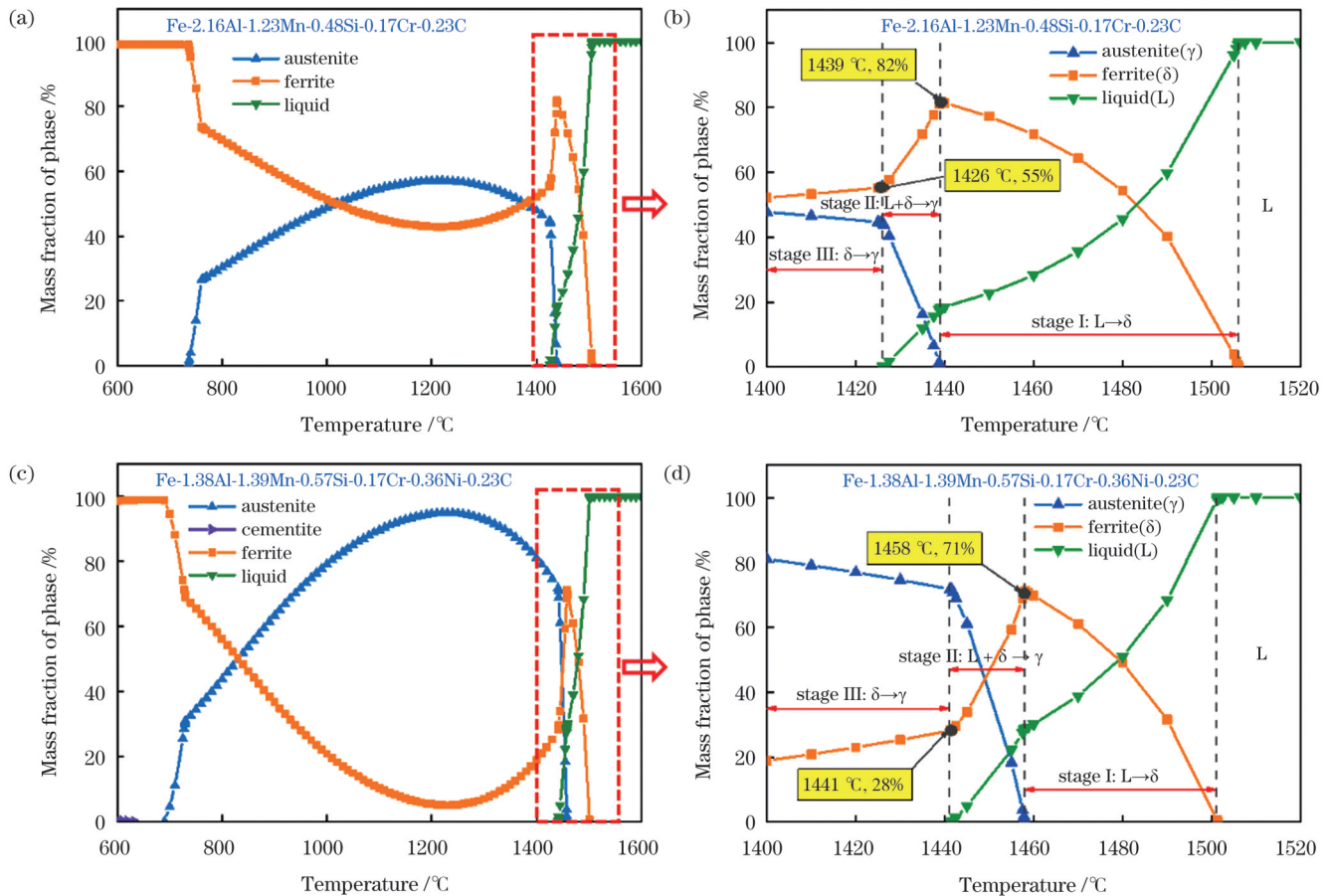


图 12 利用 Pandat 计算得到的激光焊接熔池的组织演变。(a)(b)LW 熔池;(c)(d)OLFW2 熔池

Fig. 12 Microstructure evolution of laser welding pool calculated by Pandat. (a)(b) LW molten pool; (c)(d) OLFW2 molten pool

5 结 论

研究了摆动频率对激光填丝焊接 Al-Si 涂层 22MnB5 钢的接头的组织和性能的影响,并与常规激光自熔焊接工艺进行对比,得出以下结论:

1) 常规激光自熔焊的焊缝呈“Y”状,且上表面形成凹陷。采用摆动激光填丝焊接后,焊缝呈沙漏状,焊

缝更饱满。热冲压后 LW 焊缝中 α -铁素体的含量均高于 OLFW。

2) 当摆动频率由 140 Hz 增大至 200 Hz 时,焊缝中 α -铁素体的体积分数由 30.14% 降低至 11.51%。随着摆动频率继续增大,焊缝中 α -铁素体的含量波动不明显。当摆动频率超过 200 Hz 时,焊缝的 α -铁素体的体积分数显著降低。

3) 在优化后的摆动激光填丝焊接参数下, OLFW2 焊缝中的 Al 质量分数(1.38%)显著低于 LW(2.16%), OLFW2 焊缝中 δ -铁素体的含量和尺寸均明显小于 LW。摆动激光填丝焊接工艺稀释了焊缝中 Al 的含量, 提高了 Al 在焊缝中的分布均匀性。

4) α -铁素体的形成和不均匀分布是造成焊缝软化、焊接接头力学性能下降的主要原因。LW 焊缝的平均硬度仅为 392 HV, 焊接接头的抗拉强度和延伸率分别为 1440 MPa 和 1.92%。与 LW 相比, OLFW2 焊接接头的平均硬度、抗拉强度和延伸率分别提高至 471 HV、1561 MPa 和 3.1%。

5) 两种工艺下的焊接接头均在焊缝区失效。LW 断口的脆性区为具有河流纹的解理面, 韧性区为小且浅的韧窝。其中, 脆性区的面积占比超过 80%, 为典型的脆性断裂。与 LW 断口相比, OLFW2 断口的韧性区的面积占比超过 90%, 焊接接头的延展性得到提升。

参 考 文 献

- [1] Kim H J, McMillan C, Keoleian G A, et al. Greenhouse gas emissions payback for lightweighted vehicles using aluminum and high-strength steel[J]. *Journal of Industrial Ecology*, 2010, 14(6): 929-946.
- [2] Shindell D, Faluvegi G, Walsh M, et al. Climate, health, agricultural and economic impacts of tighter vehicle-emission standards[J]. *Nature Climate Change*, 2011, 1(1): 59-66.
- [3] Senuma T. Advances in physical metallurgy and processing of steels. physical metallurgy of modern high strength steel sheets[J]. *ISIJ International*, 2001, 41(6): 520-532.
- [4] 张帆, 李芳, 华学明, 等. Al-Si 镀层在激光拼焊板焊缝中分布及性能影响研究[J]. *中国激光*, 2015, 42(5): 0503005.
Zhang F, Li F, Hua X M, et al. Research of effects with Al-Si coating on distribution and performance of tailored laser[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2015, 42(5): 0503005.
- [5] Karbasian H, Tekkaya A E. A review on hot stamping[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(15): 2103-2118.
- [6] Fan D W, Kim H S, De Cooman B C. A review of the physical metallurgy related to the hot press forming of advanced high strength steel[J]. *Steel Research International*, 2009, 80(3): 241-248.
- [7] Güler H, Ertan R, Özcan R. Investigation of the hot ductility of a high-strength boron steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 608: 90-94.
- [8] Hein P, Wilsius J. Status and innovation trends in hot stamping of USIBOR 1500 P[J]. *Steel Research International*, 2008, 79(2): 85-91.
- [9] Khan M S, Razmpoosh M H, Biro E, et al. A review on the laser welding of coated 22MnB5 press-hardened steel and its impact on the production of tailor-welded blanks[J]. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2020, 25(6): 447-467.
- [10] Dosdat L, Petitjean J, Vietoris T, et al. Corrosion resistance of different metallic coatings on press-hardened steels for automotive[J]. *Steel Research International*, 2011, 82(6): 726-733.
- [11] Fan D W, De Cooman B C. State-of-the-knowledge on coating systems for hot stamped parts[J]. *Steel Research International*, 2012, 83(5): 412-433.
- [12] 王瑜, 舒乐时, 耿韶宁, 等. 汽车车身激光焊接技术的现状与发展趋势[J]. *中国激光*, 2022, 49(12): 1202004.
Wang Y, Shu L S, Geng S N, et al. Status and development trend of laser welding technology for automotive body[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(12): 1202004.
- [13] Merklein M, Wieland M, Lechner M, et al. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: a review[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 228: 11-24.
- [14] Razmpoosh M H, Macwan A, Biro E, et al. Microstructure and dynamic tensile characteristics of dissimilar fiber laser welded advanced high strength steels[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 773: 138729.
- [15] Jia Q, Guo W, Wan Z D, et al. Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar joints between QP and boron alloyed martensitic steels[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 259: 58-67.
- [16] Sun Q, Di H S, Wang X N, et al. Suppression of δ -ferrite formation on Al-Si coated press-hardened steel during laser welding[J]. *Materials Letters*, 2019, 245: 106-109.
- [17] Saha D C, Biro E, Gerlich A P, et al. Fusion zone microstructure evolution of fiber laser welded press-hardened steels[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 121: 18-22.
- [18] Saha D C, Biro E, Gerlich A P, et al. Fiber laser welding of Al-Si-coated press-hardened steel[J]. *Welding Journal*, 2016, 95(5): 147S-156S.
- [19] Xu W, Yang S L, Tao W, et al. Effect of Al-Si coating removal state on microstructure and mechanical properties of laser welded 22MnB5 steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022: 1-11.
- [20] Kang M, Kim Y M, Kim C. Effect of heating parameters on laser welded tailored blanks of hot press forming steel[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 228: 137-144.
- [21] Xu W, Tao W, Luo H W, et al. Effect of oscillation frequency on the mechanical properties and failure behaviors of laser beam welded 22MnB5 weld[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 22: 1436-1448.
- [22] Gerhards B, Engels O, Olschok S, et al. Modified laser beam welding of aluminum-silicon coated 22MnB5[J]. *Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik*, 2019, 50(2): 115-125.
- [23] 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.
- [24] 张郑辉, 王晓南, 叶硕, 等. 铝硅镀层钢激光填丝焊接接头组织和性能[J]. *焊接学报*, 2021, 42(12): 18-25, 97.
Zhang Z H, Wang X N, Ye S, et al. Microstructure and properties of laser welded joint with filler wire of Al-Si coated press-hardened steel[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2021, 42(12): 18-25, 97.
- [25] Xu W, Yang S L, Tao W, et al. Effects of laser beam oscillation welding parameters on Al-Si coated 22MnB5 weld joint properties[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 149: 107898.
- [26] Xu W, Tao W, Luo H W, et al. Effect of welding speed on microstructure and mechanical behavior of laser welded Al-Si coated 22MnB5 steel[J]. *Optics & Laser Technology*, 2022, 154: 108344.
- [27] Yang H W, Sun Y M, Tan C W, et al. Influence of Al-Si coating on microstructure and mechanical properties of fiber laser welded and then press-hardened 22MnB5 steel[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 794: 139918.
- [28] Yoon T J, Oh M H, Shin H J, et al. Comparison of microstructure and phase transformation of laser-welded joints in Al-10wt% Si-coated boron steel before and after hot stamping[J]. *Materials Characterization*, 2017, 128: 195-202.
- [29] Ashrafi H, Shamanian M, Emadi R, et al. Void formation and plastic deformation mechanism of a cold-rolled dual-phase steel during tension[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2020, 33(2): 299-306.

Microstructure and Properties of Welded Joints of Oscillating Laser Filler Wire Welded Al-Si Coated Steel

Xu Wei^{1,2}, Zhang Xuzhi^{1,2}, Tao Wu¹, Zhang Jiazhi¹, Yang Shanglu^{1,3*}

¹Research Center for Laser Intelligent Manufacturing, Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China;

²University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China;

³Center of Materials Science and Optoelectronics Engineering, University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049, China

Abstract

Objective Al-Si-coated press-hardened steel is a type of ultra-high-strength steel having both lightweight and safety properties. Owing to the presence of the Al-Si coating, Al segregation and ferrite formation occur in the weld during conventional laser welding, which significantly deteriorates the mechanical properties of the welded joints. The inhibition of Al segregation and ferrite formation is key to improving the mechanical properties of welded joints. In this study, based on the stirred melt pool characteristics of an oscillating laser beam and dilution effect of the welding wire, oscillating laser welding with a filler wire was used to improve the overall weld formation and reduce the ferrite formation in the weld. Compared with conventional laser welding, after hot stamping, the average hardness, tensile strength, and elongation of the welded joints assembled with oscillating laser filler wire welding were increased to 471 HV, 1561 MPa and 3.1%, respectively, which were increased by 20.2%, 8.4%, and 61.5% compared with those of conventional laser-welded joints.

Methods The effects of the oscillation frequency on the weld formation, microstructure, and mechanical properties of joints were investigated using oscillating laser welding with Al-Si-coated 22MnB5 steel filler wire. Oscillation laser welding process with filler wire was compared with conventional laser welding to investigate the suppression of ferrite in the weld. Optical microscopy and scanning electron microscopy were used to analyze the weld formation, microstructure, chemical composition, and fracture morphology of the joints. The weld hardness was measured using a hardness tester, and the mechanical properties of the joint after hot stamping were measured using a universal stretching machine and extensometer. The equilibrium phase diagram of the laser welding process was calculated using the Pandat software.

Results and Discussions The absence of filler material during conventional laser welding resulted in a concave weld surface. Oscillating laser welding with filler wire improved the weld formation; subsequently, the weld seam was fuller (Fig. 4). Compared with conventional laser welding, oscillating laser welding process with filler wire significantly reduced the area ratio of coating in the weld and diluted the Al content in the weld. The Al mass fraction in the weld decreased from 2.16% to 1.38% (Table 4), and the primary δ -ferrite volume fraction in the weld pool decreased from 82% to 71% (Fig. 12). The formation of δ -ferrite could be significantly inhibited by the oscillating laser welding process with filler wire. After hot stamping, the content of α -ferrites in the weld decreased significantly with an increase in the oscillation frequency from 0 Hz to 200 Hz (Fig. 6). Compared with conventional laser-welded joints, the hardness, tensile strength, and elongation of the welded joint assembled with oscillating laser filler wire welding increased by 20.2%, 8.4%, and 61.5%, respectively.

Conclusions In this study, 1.5 mm thick Al-Si coated 22MnB5 steel was welded using the oscillating laser with filler wire, and the resulting characteristics were compared to those obtained with conventional laser welding. The cross-sectional shape of the conventional laser welded seam was “Y” shaped, and the upper and lower surfaces were concave. The volume fraction of α -ferrite in the weld after hot stamping reached 36.73%, and the hardness, tensile strength, and elongation of the welded joint were 392 HV, 1440 MPa, and 1.92%, respectively. The shape of the weld was improved by using oscillating laser welding with filler wire. The content of Al in weld was diluted and content of δ -ferrite was reduced. When the oscillation frequency increased from 140 Hz to 200 Hz, the volume fraction of α -ferrite in the weld decreased from 30.14% to 11.51%. As the oscillation frequency continued to increase to 320 Hz, the fluctuation of α -ferrite content in the weld became not significant. After optimizing the parameters, the hardness, tensile strength, and elongation of the joint increased to 471 HV, 1561 MPa, and 3.1%, respectively. Because α -ferrite formed in the weld under both welding processes after hot stamping, the joints all fractured at the weld. The brittle zone of the fracture that occurred in the conventional laser-welded joint was the cleavage plane with the river pattern, and the ductile zone was small and shallow. The area ratio of the brittle zone was greater than 80%, which was typical of brittle fractures. Compared with that in the conventional laser welding, the area ratio of the ductility zone in the fracture of the welded joint in oscillating laser filler wire welding was more than 90%; accordingly, the ductility of the welded joint was improved.

Key words laser technique; oscillating laser welding; hot stamping steel; Al-Si coating; welding wire; microstructure; mechanical properties