

冷喷涂沉积 Si 中间层对铝钢连续驱动摩擦焊接头组织与性能的影响

张昌青^{1,2}, 史煜^{1,2}, 王焱^{1,2}, 谷怀壮^{1,2}, 马东东^{1,2}, 张鹏省³

(1. 兰州理工大学 省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050)

(2. 兰州理工大学 材料科学与工程学院, 甘肃 兰州 730050)

(3. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘要: 采用冷喷涂法将 Si 粉末沉积到 Q235 钢棒端面形成约 20 μm 厚的中间层, 使用连续驱动摩擦焊与 1060 铝棒进行焊接。对比分析 Si 中间层的添加对接头焊接过程中的摩擦扭矩、焊接温度以及接头力学性能、界面 IMCs 形貌及性能的影响。结果表明: Si 中间层的添加减小了铝/钢界面的摩擦系数, 降低了焊接接头摩擦扭矩及峰值温度, 进而使得金属间化合物层的厚度降低; 界面形貌呈犬牙交错状, 接头出现了机械嵌合, 增加了接触面积; 金属间化合物主要成分 Fe_2Al_5 和 Fe_3Al 被力学性能较好的 $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}_3$ 、 $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ 所替代; 接头各位置弯曲角度平均提高 59°, 其韧性明显增强, 力学性能的不均匀性降低。

关键词: 铝/钢异质接头; 连续驱动摩擦焊; 中间层; 金属间化合物; 力学性能

中图分类号: TG456

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)09-2524-11

连续驱动摩擦焊 (continuous drive friction welding, CDFW) 连接的铝钢复合构件同时具有其母材各自的优点, 可满足众多特殊使用要求^[1-2], 因此, 在汽车、造船、电解铝^[3]等行业受到广泛的应用。然而, 由于铝钢间固溶性较差, 接头界面易出现金属间化合物 (intermetallic compounds, IMCs) 如 Fe_3Al 、 FeAl 、 Fe_2Al_5 、 FeAl_3 以及 $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ ^[4-6], 其中 Fe_2Al_5 、 FeAl_3 等硬脆 IMC 会显著降低接头的力学性能^[7]。同时, 轴类零件绕轴旋转摩擦时会出现接头沿半径方向摩擦扭矩不同, 使得摩擦产热不同, 导致接头出现性能组织不均匀的现象^[8-9], 制约接头整体性能。

为提高接头的力学性能以及解决径向组织性能不均匀的问题, 学者们通常通过添加金属中间层的方式改善界面的脆性 IMCs^[10-12]。相关研究表明, 在铝/钢接头中添加 Ag、Ni、Cu、Cr 等金属中间层往往可以起到阻断母材的相互扩散, 减少 IMCs 的厚度, 在界面生成力学性能更好的新相的作用^[13-16]; Senthil 等^[17]研究了 SS304L 与 AA6063 的摩擦焊连接, 焊前通过电镀的方式将银 (Ag)、镍 (Ni) 和铬 (Cr) 作为中间层镀在 SS304L

合金棒上, 并在不同的顶锻压力下进行试验。试验发现, 添加 Cr 元素的接头力学性能明显改善, 抗拉强度与冲击韧性都获得明显的提高, 观察其断口为韧窝断裂。Reddy^[18]等人采用电镀法将 Ni、Cu、Ag 3 种元素分别添加到 SS304L 合金棒端面, 并采用 CDFW 与 AA6063 进行焊接, 通过试验发现 Ag 中间层起到阻断路的作用, 防止金属间化合物的形成, 同时可降低焊接时的摩擦系数, 从而降低温度, 防止金属间化合物的形成。随着研究的进展, 学者们对中间层元素的选择更加多样化, 并把目光投向非金属元素。非金属元素呈弥散质点或粉状分布, 对接头起到弥散强化的作用。Kang 等^[19]在 HPF 钢表面添加了 Al-Si 涂层并与铝合金进行了搅拌摩擦电焊试验。结果表明, 涂层可以改善焊缝成形增强接头润湿性; Shehabeldeen^[20]等在 AA6061 铝板与 T6 钛板间添加氧化铝纳米粉末并进行搅拌摩擦焊搭接试验。结果表明, 与原始接头相比, 含有氧化铝纳米颗粒的接头, 由于钉扎效应和热稳定性, 促进晶粒细化, 从而降低了接头界面中 IMC 的尺寸。

收稿日期: 2023-09-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51961025, 52261013)

作者简介: 张昌青, 男, 1973 年生, 博士, 副研究员, 兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 甘肃 兰州 730050, E-mail: zhangcq@lut.edu.cn

相较于以上元素, Si 可以对铝/钢接头产生多方面的影响。Si 在铝钢接头中可以起到降低铝母材的熔点, 使之在焊接时更加充分地进入塑性状态; 通过细晶强化、加工硬化、弥散强化等强化方式提高铝基体或钢基体的金属性能^[21-22]; 与 Fe/Al 的固溶性较好, 与 Fe 不形成金属间化合物, 且在铝/钢接头中 Si 元素的含量超过 Fe₂Al₅ 中的固溶度时, 铝/钢界面会生成 Fe-Al-Si 三元新相, 而 Fe-Al-Si 的生长相较 Fe₂Al₅ 更为缓慢^[23], 这使得界面金属化合物生长速度减慢, 同时, Fe-Al-Si 新相力学性能更为良好, Guo^[24]等通过第一性原理系统地研究了 Al-Fe-Si 化合物的相关性质, 认为 Al-Fe-Si 化合物是稳定的, 其中 Fe₃Al₂Si₃ 有着较好的力学性能。

综上, Si 元素可以有效改善铝/钢接头的性能, 然而由于 CDFW 没有熔化过程, 元素的添加方式受到限制, 故国内外对其的相关研究较少。本试验通过冷喷涂法将 Si 粉末添加到 Q235 钢棒端面作为中间层, 使用 CDFW 与 1060 铝棒进行焊接, 通过对比试验研究 Si 中间层的添加对接头焊接过程中的摩擦扭矩、焊接温度以及接头力学性能、界面 IMCs 形貌及性能的影响, 为铝钢 CDFW 的相关研究提供理论依据。

1 实 验

实验材料采用 $\Phi 40\text{ mm}\times 125\text{ mm}$ 的 1060 铝棒以及

夹持端尺寸 $\Phi 40\text{ mm}\times 80\text{ mm}$, 焊接端面直径为 60 mm 的 Q235 钢棒, 抗拉强度分别为 60、390 MPa。母材尺寸如图 1 所示, 材料主要成分如表 1 所示。采用冷喷涂法 Si 粉添加至钢棒焊接端表面, 工艺流程为: (1) 使用刚玉对钢棒焊接端表面进行喷丸处理; (2) 用滤网将 Si 颗粒直径控制为 30 μm ; (3) 对粉末进行预热除湿处理, 预热温度为 100 $^{\circ}\text{C}$, 时间为 20 min; (4) 在钢侧端面进行喷涂试验, 气体选择空气, 温度设定 280 $^{\circ}\text{C}$, 压力 0.7 MPa。为精准控制中间层厚度, 采用半自动法控制冷喷涂设备运行。使用夹具固定住钢棒设定程序使喷枪进行匀速周期性喷涂工作, 经过 4 个周期的喷涂工作后在钢侧端面沉积了均匀的 Si 中间层。未添加/添加 Si 中间层的钢侧焊接面形貌如图 2 所示, 图 2b 为添加 Si 冷喷涂涂层后钢侧宏观型形貌, 图 2c 为表面粗糙度, 图 2d 为 Si 涂层截面金相图。通过千分尺测量得到钢棒高

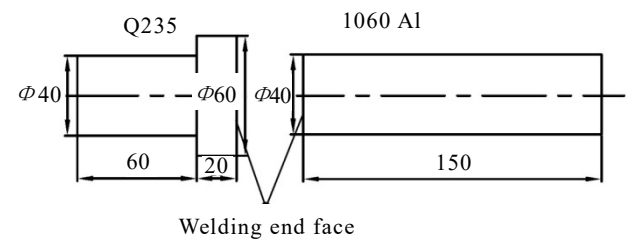


图 1 试样尺寸示意图

Fig.1 Schematic diagram of sample size

表 1 母材的主要化学成分

Table 1 Chemical composition of the base materials ($\omega/\%$)

Sample	C	Mn	Si	P	S	Mg	Cu	Fe	Al
1060 Al	-	0.03	0.25	-	-	0.03	0.05	0.35	Bal.
Q235 steel	0.18	1.4	0.3	0.045	0.045	-	-	Bal.	

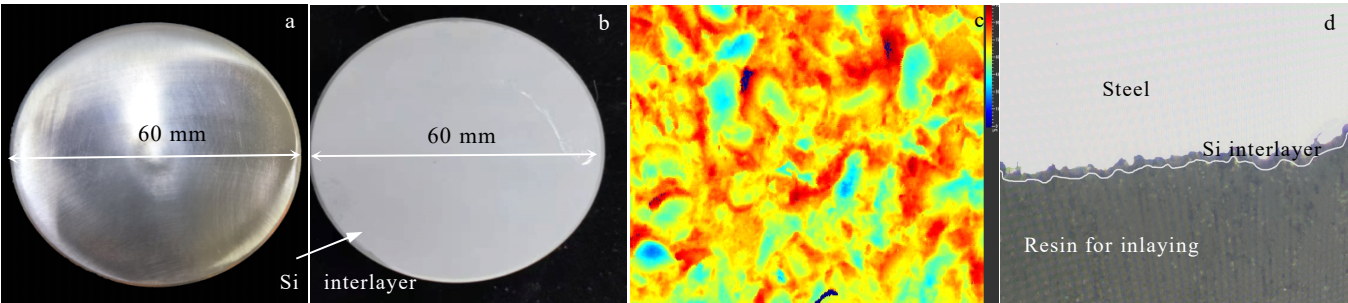


图 2 钢侧焊接端面冷喷涂涂层形貌

Fig.2 Weld surface topographies of steel side: (a) without Si interlayer, (b) with Si interlayer, (c) surface roughness of Si interlayer, and (d) sectional metallograph of Si interlayer

度增加约为 $20\text{ }\mu\text{m}$ ，通过显微观察如图 2d 可见 Si 中间层厚度为 $2\sim 3\text{ }\mu\text{m}$ 。Si 粉莫氏硬度约 7 级，Q235 钢莫氏硬度约 5 级，1060 铝莫氏硬度约 3 级。

本试验使用 C320-5 型连续驱动摩擦焊机，可通过 PLC 控制实现半自动焊接。使用自制的信号采集系统采集焊接过程中的温度以及电流电压信号。系统包括温度传感器、霍尔传感器、放大电路、采集程序和数据记录软件。将 K-型热电偶插入测温孔中采集焊接温度，测温孔位置为距钢棒焊接面 2 mm ，距中心 $0.5R$ 处，采集的温度信号经过 AD8495 放大；将霍尔传感器连接至焊机控制台，用于采集并将采集主电机定子电压、电流信号，并将电流、电压信号转化为电信号。采用 NI USB-6008 数据采集卡采集主电机定子电压、电流信号以及温度信号，使用数据记录软件完成数据记录。设备示意图如图 3 所示。

实验焊接参数为转速 $1500\text{ r}\cdot\text{min}^{-1}$ ，摩擦压力 30 MPa ，摩擦时间 1 s ，顶锻压力 80 MPa ，顶锻时

间 1 s ，焊接时固定钢侧，旋转铝侧。焊前使用丙酮除油污，焊接得到 2 个未添加中间层接头与 2 个添加 Si 中间层接头焊后用线切割将接头切割为符合 GB/T2651-2008、GB/T232-2010、GB/T226-2015 评定的标准拉伸试样、弯曲试样、金相试样，线切割示意图如图 4 所示。采用 Quanta FEG 450 场发射扫描电子显微镜定量分析断口以及焊接界面的元素分布。采用 D8 Advance X 射线衍射仪对钢侧拉伸断口进行扫描，采用连续扫描方式，扫描步长为 $0.02^\circ/\text{s}$ ，将得到的 XRD 图谱与标准 PDF 卡片对照并分析。采用 Hysitron TI 950 纳米压痕仪用于测量接头 IMCs 的硬度与弹性模量。

2 结果与讨论

2.1 焊接过程与接头宏观形貌

在摩擦焊接的过程中，摩擦扭矩以及温度是反应接头能量输入^[25]、摩擦效率和材料塑性变化的重要指

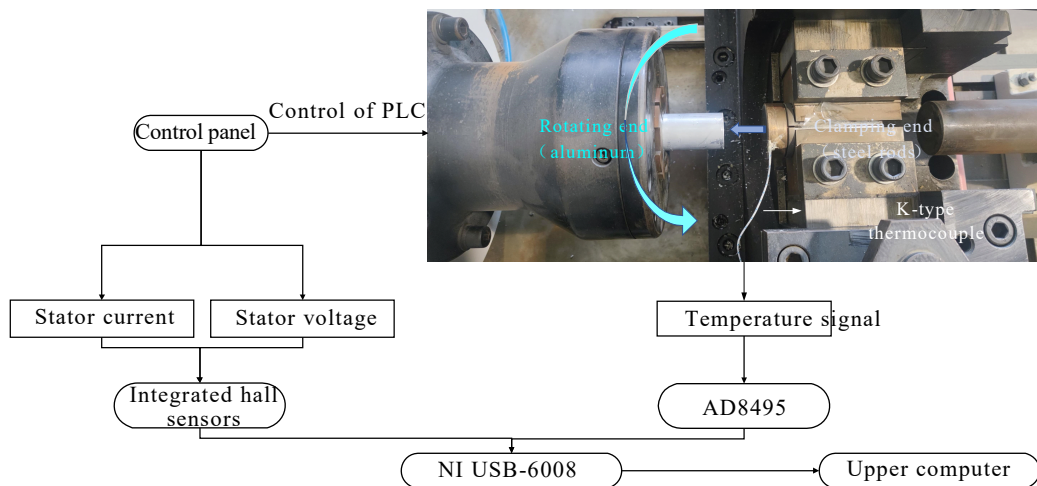


图 3 实验设备示意图

Fig.3 Schematic diagram of experimental equipment

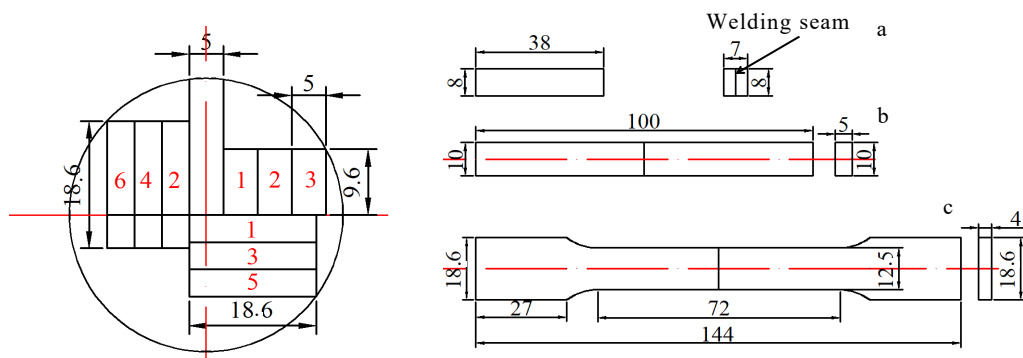


图 4 线切割示意图

Fig.4 Schematic diagrams of wire cutting: (a) microstructure specimen, (b) bend specimen, and (c) tensile specimen

标。使用主电机定子电压电流法(voltage and current of main motor, VCMM)方法可以实时同步采集焊接过程中主电机定子的电压和电流,通过计算获得焊接时的摩擦扭矩值^[25];使用热电偶可采集焊接过程中接头的温度信号。

焊接过程中扭矩值如图 5a 所示。如图可见,未添加中间层的接头在 0.52 s 时,达到初始峰值扭矩 165.7 N·m,添加 Si 元素后,接头在 1.15 s 时达到初始峰值扭矩 157.7 N·m。接头峰值温度如图 5b 所示,未添加中间层的接头峰值温度为 347.5 °C,添加 Si 中间层后,峰值温度为 317.3 °C。这是由于添加 Si 中间层后,端面摩擦系数变小,摩擦产热降低,进而使接头摩擦扭矩降低,峰值温度降低。

未添加和添加 Si 中间层的接头宏观形貌如图 6 所示。原始接头飞边相对较大,弧度相对较小,颜色呈暗白色,飞边表面出现环状条纹。添加 Si 中间层的接头飞边相对较小,弧度较大,颜色呈银白色,飞边表面较为光滑。

2.2 接头界面 IMCs 分析

2.2.1 IMCs 形貌与元素分布

使用 CDFW 焊接轴类试样时,由于试样沿半径方向摩擦扭矩不均匀,导致接头界面组织分布不均

匀^[26],其中接头中心区域、1/3R 区域、1/2R 区域、2/3R 区域差异明显,故选择以上区域作为分析对象。

未添加及添加不同的 Si 中间层接头沿径向不同位置的焊接界面 SEM 形貌如图 7 所示。未添加 Si 中间层接头界面分为 Fe 侧、IMCs、Al 侧 3 个部分,中心处 IMCs 厚度为 1.85 μm ,1/3R 处厚度为 2.93 μm ,1/2R 处厚度为 5.52 μm ,2/3R 处厚度为 6.67 μm 。这是由于连续驱动摩擦焊在焊接轴类零件时,零件的摩擦线速度沿径向分布不均匀,使得产热不均匀,导致接头界面金属间化合物层厚度不均匀。接头中心处线速度最小,摩擦产热较少,Fe 与 Al 的冶金结合不充分,产生的金属间化合物层最薄;接头中心处、接头 1/3R 处、接头 1/2R 处、接头 2/3R 处线速度随半径的增长而依次变高,产热也依次增加,所以从中心至 2/3R 处金属间化合物层的厚度沿半径的增大而增大。接头 1/2R 处、接头 2/3R 处金属间化合物层出现裂纹,这是由于金属间化合物层有较强的脆性,当金属间化合物层达到一定厚度时易出现开裂现象。接头各位置界面形貌都较为平整,但铝侧都出现了孔洞,这是因为焊接时,铝侧金属未充分塑性化导致的。添加 Si 中间层后,中心处 IMCs 基本消失,1/3R 处为 1.81 μm ,1/2R 处为 2.05 μm ,2/3R 处为 2.33 μm ,其厚度趋势如图 8 所示。各位置相较于原始接头 IMCs 厚度明显下降。这是 2 个原因导致的,其一是因为 Si 中间层摩擦系数较小,使焊接时产热降低,进而使界面 IMCs 厚度下降;其二是由于 Si 起到阻断层的作用,而含 Si 的 IMCs 扩散通量相较于 Fe/Al IMCs 降低^[27],生长速度小于 Fe/Al IMCs,进而使 IMCs 厚度降低。未添加 Si 中间层接头的 1/2R 处、2/3R 处的 IMCs 内部出现裂纹,添加 Si 中间层后 IMCs 厚度减少裂纹消失。未添加

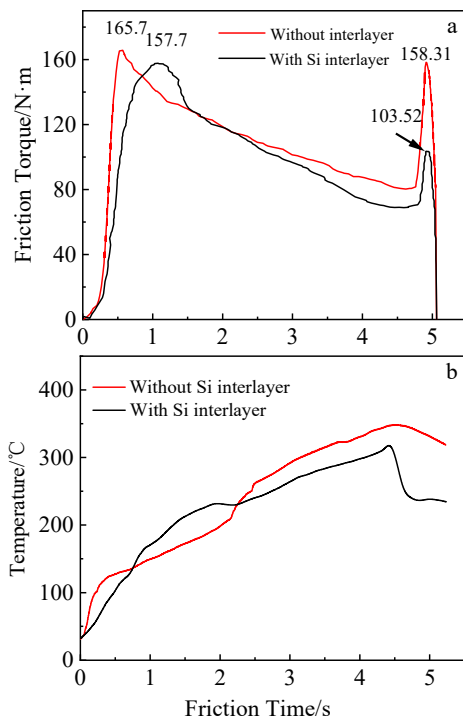


图 5 未添加和添加 Si 中间层接头焊接过程摩擦扭矩和焊接温度随摩擦时间的变化关系

Fig.5 Variations of friction torque (a) and welding temperature (b) of the joint without Si interlayer and with Si interlayer vs friction time



图 6 接头宏观形貌

Fig.6 Macroscopic morphologies of the joint: (a) without Si interlayer and (b) with Si interlayer

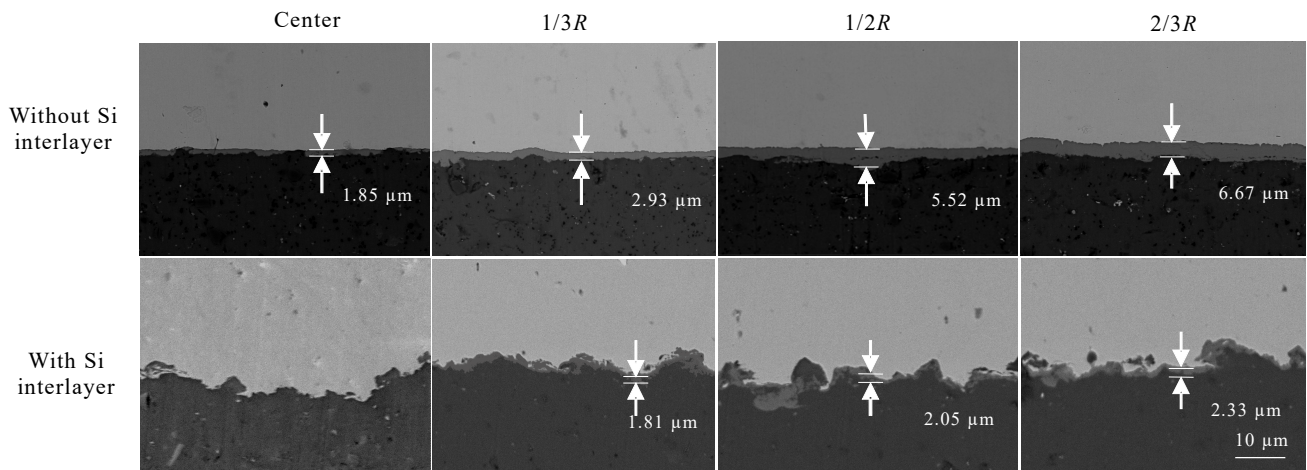


图 7 未添加和添加 Si 中间层接头焊接界面 SEM 形貌

Fig.7 SEM morphologies of welding interface of the joint without Si interlayer and with Si interlayer

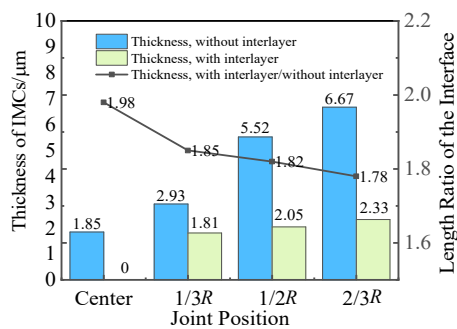


图 8 接头各位置 IMCs 厚度、界面相对长度比率

Fig.8 Thickness of IMCs and length ratio of the interface at different joint positions

Si 中间层接头各位置的铝侧均出现孔洞, 添加 Si 元素后各位置铝侧未出现孔洞。这是因为 Si 元素可以起到降低铝的熔点的作用^[28], 虽然接头产热降低, 但由于铝侧熔点的降低, 使得铝更容易进入塑性状态, 在焊接过程中经过更加充分的搅拌熔合, 减少了裂纹孔洞的产生。

未添加中间层钢侧表面较为平整, 添加 Si 中间层后钢侧表面形貌呈现波浪状。这是在冷喷涂过程中, 粒子的高速撞击使得接触区发生了强塑性应变^[29]。

钢侧表面初始状态的改变影响了接头焊接过程。相较于未添加中间层的接头, 添加 Si 中间层的接头由于钢侧表面崎岖不平, 在焊接过程的第一阶段中, 铝侧表面会先与突起的部分产生摩擦, 由于其初始接触面积较小, 其产热降低, 摩擦扭矩上升的速度会减慢, 达到焊接第二阶段的时间延后。伴随着温度的上升, Al 逐渐塑化并填充进钢侧端面的凹坑, 但由于 Si 元素可以降低 Al 塑化所需温度,

故焊接的峰值温度会下降。根据相关软件的处理计算, 添加 Si 中间层接头中心处界面总长是原始接头的 1.98 倍, 1/3R 处为 1.85 倍, 1/2R 处为 1.82 倍, 2/3R 处为 1.78 倍, 如图 8 所示。即越靠近中心处, 接头界面相对长度越长。这是由于在焊接过程初期高硬度的 Si 颗粒在高速旋转剧烈摩擦进一步破碎母材表面, 而随着焊接的进行, Si 层与母材发生冶金结合, 转化为 Fe-Al-Si IMCs, 不再呈颗粒状, 摩擦效果减弱。而接头越靠近中心处, 产热越低, Si 层与母材达到冶金结合所需时间越长, Si 以颗粒形态摩擦母材时间越长, 即会出现越靠近中心处界面长度越长的现象。

钢侧表面初始状态的改变进一步影响了接头界面的形貌与结合方式。焊接后接头界面呈犬牙交错状, 会使得接头除了 Fe、Al、Si 之间的冶金结合外, 还会出现界面间的机械互锁, 同时结合界面曲折导致的接触面积增加, 接头力学性能获得进一步提高; 曲折的界面可抑制裂纹的扩展, 减少脆性断裂的发生。

添加 Si 中间层接头 IMCs 的 EDS 元素线扫描结果如图 9 所示, 接头 IMCs 为 Fe-Al-Si 三元化合物, 可根据元素含量变化分成 2 个部分, 结合 XRD 扫描结果可推测, 靠近钢侧的 a 部分为富铁的 Fe-Al-Si 三元化合物, 厚度约 0.4 μm, 靠近铝侧的 b 部分为富铝的 Fe-Al-Si 三元化合物, 厚度约 1.6 μm。

2.2.2 IMCs 的性能

在铝钢异种金属接头中, 接头 IMCs 的力学性能会对接头整体力学性能产生重要影响, 因此除了减少 Fe-Al 硬脆 IMCs 的产生外, 生成力学性能良好的 IMCs 也是提高接头性能的重要方向。所以,

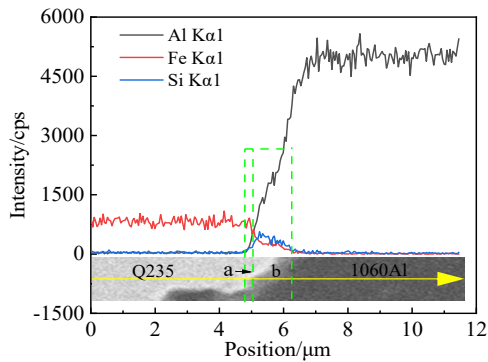


图9 添加 Si 中间层接头 IMCs 的 EDS 元素线扫描

Fig.9 EDS element line scanning of the joint with Si interlayer

明确中间层对 IMCs 成分及力学性能的影响至关重要。然而, 铝钢连续驱动摩擦焊接头 IMCs 较薄传统的检测方法很难直接表征接头 IMCs 的力学性能。

纳米压痕技术由于具有无损、可以在极小的范围内测试材料的力学性能等优点, 在材料的微观力学性能研究方面得到了广泛的应用。弹性模量与硬度是材料重要的属性, 其中弹性模量是弹性材料的一种最重要、最具特征的力学性质, 可以表征材料

弹性变形的难易程度, 进而反映材料的塑韧性^[30]。为探究接头界面 IMCs 的性能以及 Si 元素对 IMCs 的影响, 本研究对未添加和添加 Si 中间层接头 1/3R 处进行纳米压痕测试, 沿垂直于 IMCs 的方向打点, 共计 7 点, 位置如图 10a、10b 所示: 点 1、2、3 在铝侧, 间隔为 1 μm; 点 4、5 位于 IMCs 内, 分别位于靠近铝侧/钢侧的位置; 点 6、7 位于钢侧, 间隔为 1 μm。未添加和添加 Si 中间层接头界面 *P-N* 曲线如图 10c、10d 所示, 未添加/添加 Si 中间层接头弹性模量/硬度结果如图 10e、10f 所示。添加 Si 中间层接头界面 IMCs 靠近 Al 侧位置的弹性模量为未添加 Si 中间层接头界面的 68.46%, 硬度为 78.29%; 添加 Si 中间层接头界面 IMCs 靠近 Fe 侧位置的弹性模量为未添加 Si 中间层接头界面的 95.26%, 硬度为 119.53%。由此可见添加 Si 中间层后, 接头界面 IMCs 的弹性模量明显下降, 即更易发生变形, 脆性减弱, 塑韧性提高; 同时, 添加 Si 中间层后, IMCs 2 μm 内的铝侧硬度有所下降, 这说明弥散的 Si 元素起到了软化铝母材的效果。从图中趋势来看, 添加 Si 中间层接头弹性模量与硬度曲线更加平缓, 接头沿垂直 IMCs 方向的性能变得更加均匀。

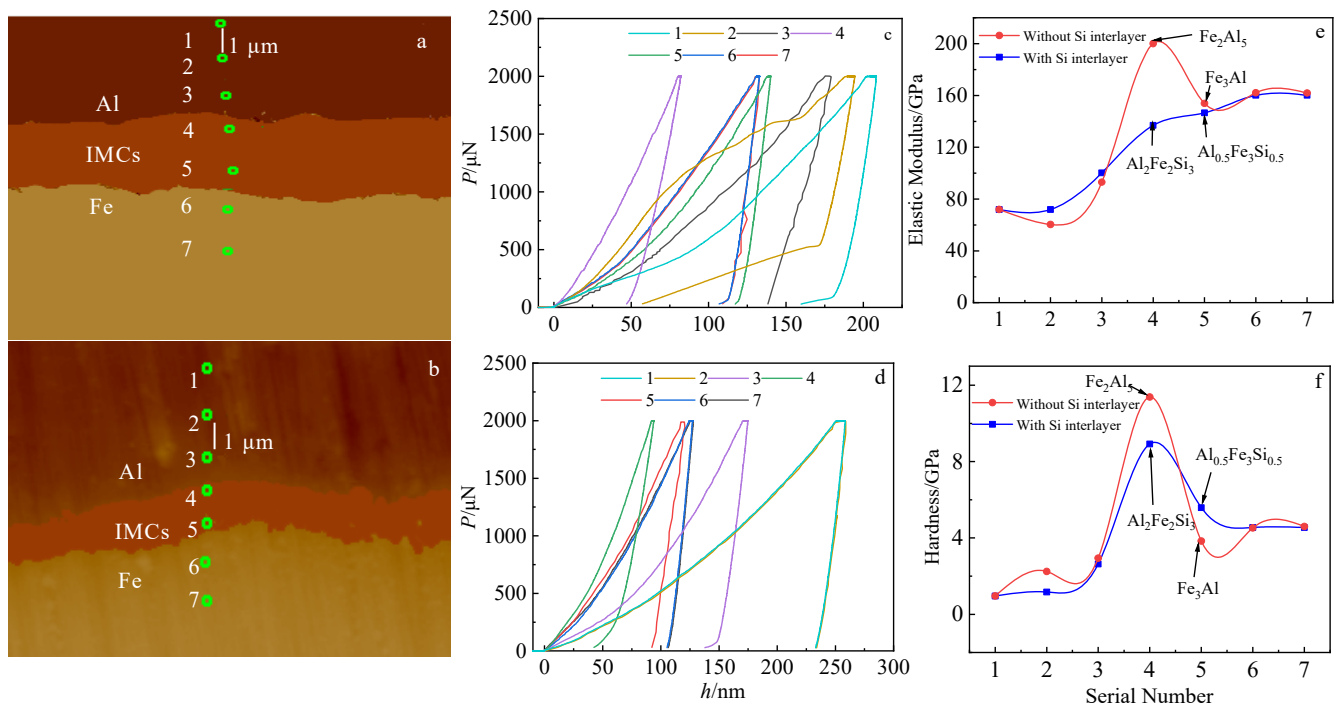


图10 未添加和添加 Si 中间层接头纳米压痕结果趋势图

Fig.10 Trend diagrams of nanoindentation results of the joint without Si interlayer and with Si interlayer: (a) dot position of the joint without Si interlayer; (b) dot position of the joint with Si interlayer; (c) load vs depth curves of the joint without Si interlayer; (d) load vs depth curves of the joint with Si interlayer; (e) elastic modulus curves; (f) hardness curves

2.3 接头力学性能

添加和未添加 Si 中间层接头拉伸试样力学性能如图 11 所示, 图 11a 为各位置最大抗拉强度及拉伸试样断裂形貌, 图 11b 为中心位置抗拉强度-位移曲线。未添加 Si 中间层接头的中心处试样抗拉强度低于铝母材, 为 18.62 MPa, 断裂位置出现在焊缝处, 断口平整, 铝侧伸长量为 1.3 mm, 即发生脆性断裂; 1/3R 处、1/2R 处、2/3R 处试样抗拉强度高于铝母材, 分别为 52.87、53.61、52.97 MPa, 试样断裂位置发生在铝母材。添加 Si 中间层接头中心处试样抗拉强度为 42.08 MPa, 断裂位置在焊缝, 铝侧出现一定程度的颈缩, 伸长量为 3.6 mm, 1/3R 处、1/2R 处、2/3R 处试样断裂位置均发生在铝母材处, 抗拉强度分别为 59.14、54.42、56.77 MPa, 断裂处发生颈缩。由此可见, 添加 Si 元素后, 接头中心处拉伸性能提高了 126.0%, 1/3R 处性能提升了 10.6%, 1/2R 处性能提升了 1.4%、2/3R 处性能提升了 3.8%。

接头三点弯曲实验接头弯曲角度如图 12 所示。未添加 Si 中间层接头中心处、1/2R 处、2/3R 处弯曲试样弯曲角度分别为 14°、31°、47°, 3 个实验均出现裂纹。添加 Si 中间层后, 弯曲角度增加为 40°、

115°、115°, 平均提高了 59°, 且 1/2R 处与 2/3R 处弯曲试样未出现裂纹。这说明 Si 元素的添加可以显著提高接头抗弯性能。

2.4 接头断口形貌及 EDS 元素分布

对另一个接头的拉伸试样进行冲击试验, 使得断裂位置位于焊接截面, 通过观察未添加和添加 Si 中间层接头拉伸试样中心、1/3R 处、1/2R 处的钢侧断裂方式与断口形貌, 分析 Ni 中间层对接头连接方式的影响与对强度的提升机制。不同区域试样的 SEM 形貌如图 13 所示。未添加 Si 中间层接头中心处断口形貌如图 13a 所示, 断口处金属较为平整, 大部分区域是裸露的 Fe 母材, 铁铝结合强度较低, 断裂形式为脆性断裂。接头 1/3R 处断口形貌如图 13b 所示, 部分区域为裸露的 Fe 金属, 部分区域出现撕裂棱以及韧窝, 断裂形式为脆性断裂和韧性断裂的混合断裂。1/2R 处断口形貌如图 13c 所示, 断裂面上有大量的撕裂边缘, 并且在撕裂边缘的表面上存在不同尺寸的凹坑, 小部分区域为解离面。断裂形式为准解理断裂和韧性断裂的混合断裂。2/3R 处断口形貌如图 13d 所示, 断裂面出现大量的撕裂棱, 撕裂棱之间为韧窝, 断裂形式为韧窝断裂。

添加 Si 中间层后接头中心处断口形貌如图 13e 所示, 整体呈现为凹凸不平的形貌, 这是冷喷涂工艺改变了钢侧端面表面形貌所致; 与未添加 Si 中间层接头中心处断口形貌相比, 添加 Si 中间层后接头中心处有部分铝偏聚在断裂面, 说明母材间的结合强度有所提高 (图 11b)。接头 1/3 处断口形貌如图 13f 所示, 断裂面部分区域为喷涂形貌, 但部分区域出现少量撕裂棱, 这说明铝与钢侧之间具备一定的韧性。接头 1/2R~2/3R 处断口形貌如图 13g、13h 所示, 2 个位置断口相貌差异较小, 断裂面有较大的

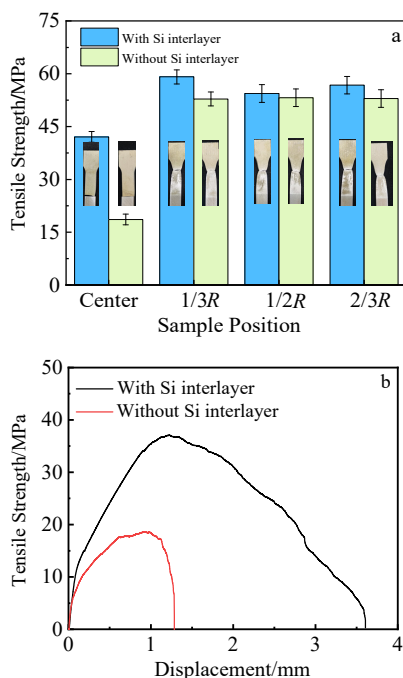


图 11 未添加和添加 Si 中间层接头抗拉强度

Fig.11 Tensile strength of the joint without/with Si interlayer: (a) maximum tensile strength and fracture morphology of tensile specimens at each position; (b) central-position tensile strength-displacement curves

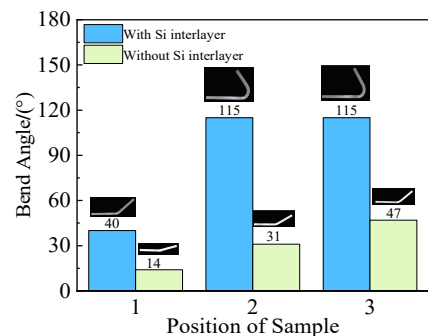


图 12 未添加和添加 Si 中间层接头各位置弯曲角度

Fig.12 Angle of bending of the joint without Si interlayer and with Si interlayer

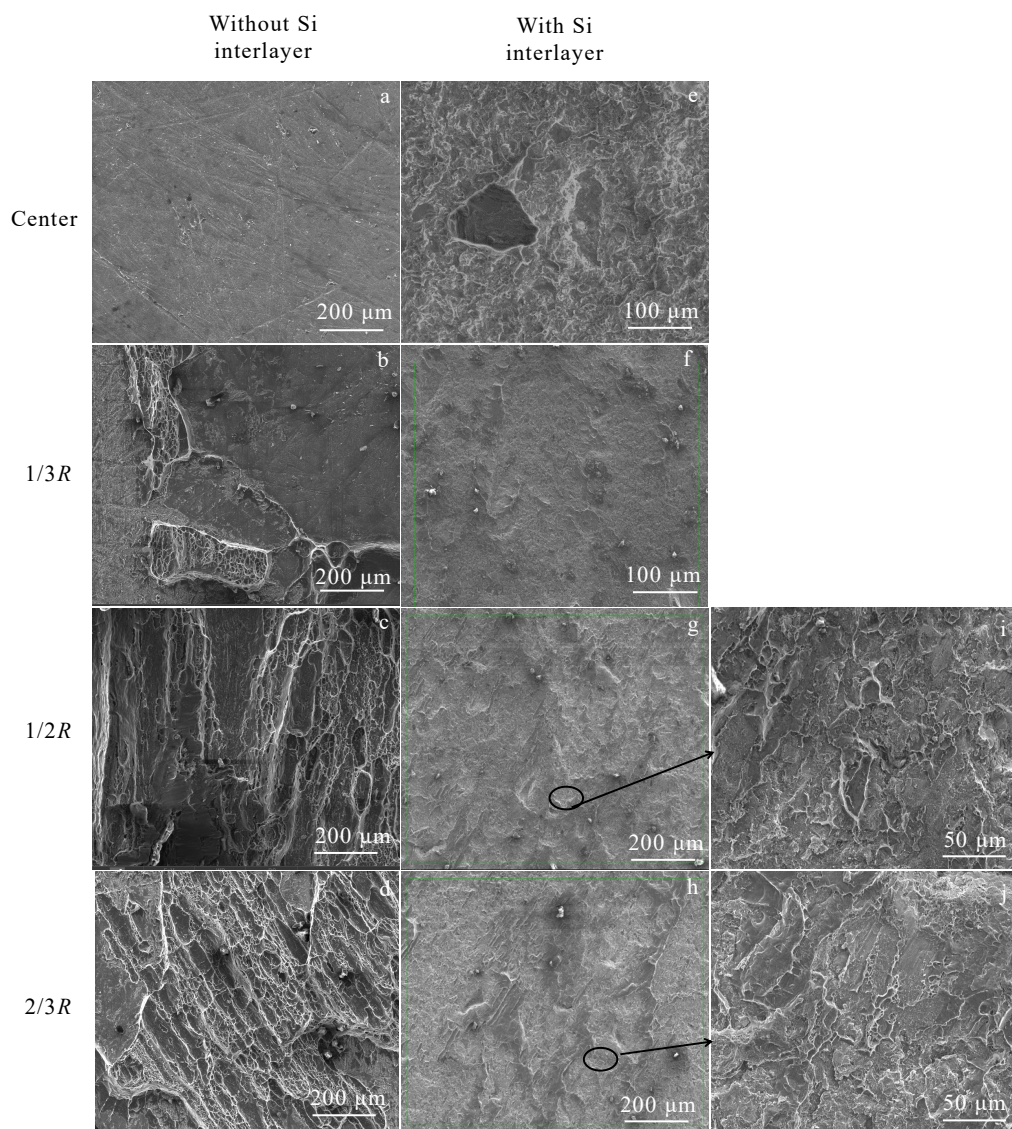


图 13 未添加和添加 Si 中间层接头的钢侧断口 SEM 形貌

Fig.13 SEM morphologies of steel side fracture of joint without Si interlayer and with Si interlayer

撕裂棱，放大撕裂棱之间的局部区域如图 13i~13j 所示，可见大撕裂棱之间为大量的较小的撕裂棱，断裂形式为韧性断裂。结合上图可明显观察到添加 Si 中间层后接头各位置形貌差异减小，接头沿径向不均匀性得到改善。

对图 13e~13h 中 Fe 侧断口进行 EDS 元素面扫描，其结果如图 14 所示，接头中心处、1/3R 处、1/2R、2/3R 处断口元素原子占比如图 15 所示。由图 14 可见，添加 Si 中间层接头各位置断口处 Si 元素较为均匀地分布于断口上，并与 Fe 元素形成良好的结合。由图 15 可见，未添加中间层接头随着半径的增加，Al 元素占比由中心处的 7.18% 增加到 2/3R 处的 67.94%，这是因为接头的力学性能不均匀，Al 与 Fe 的结合强度在中心处较低，而随着半径的

增加，其结合强度逐渐增加。添加 Si 中间层后，接头中心处、1/3R 处 Al 的元素占比明显提升，这说明接头薄弱位置处 Fe 与 Al 的结合强度提高；各位置 Al 的元素占比差异相较于未添加 Si 中间层接头降低，这说明接头沿半径的不均匀性得到改善。在接头中心处、1/3R、1/2R、2/3R 位置处 Si 元素原子占比均保持相近水平，分布较为均匀。这表明当 Si 与 Fe 结合后展现出较高的强度，靠近接头中心的 Si 元素不易受摩擦扭矩的影响而被推向外围。

对未添加/添加 Si 中间层接头处钢侧断口进行 XRD 分析，其分析结果如图 16 所示。未添加 Si 中间层接头处检测出 Fe、Al、Fe₃Al 的衍射峰以及 Fe₂Al₅ 衍射峰，添加 Si 中间层后，检测出 Fe、Al、Al_{0.5}Fe₃Si_{0.5} 的衍射峰以及新出现的 Al₂Fe₂Si₃ 衍射

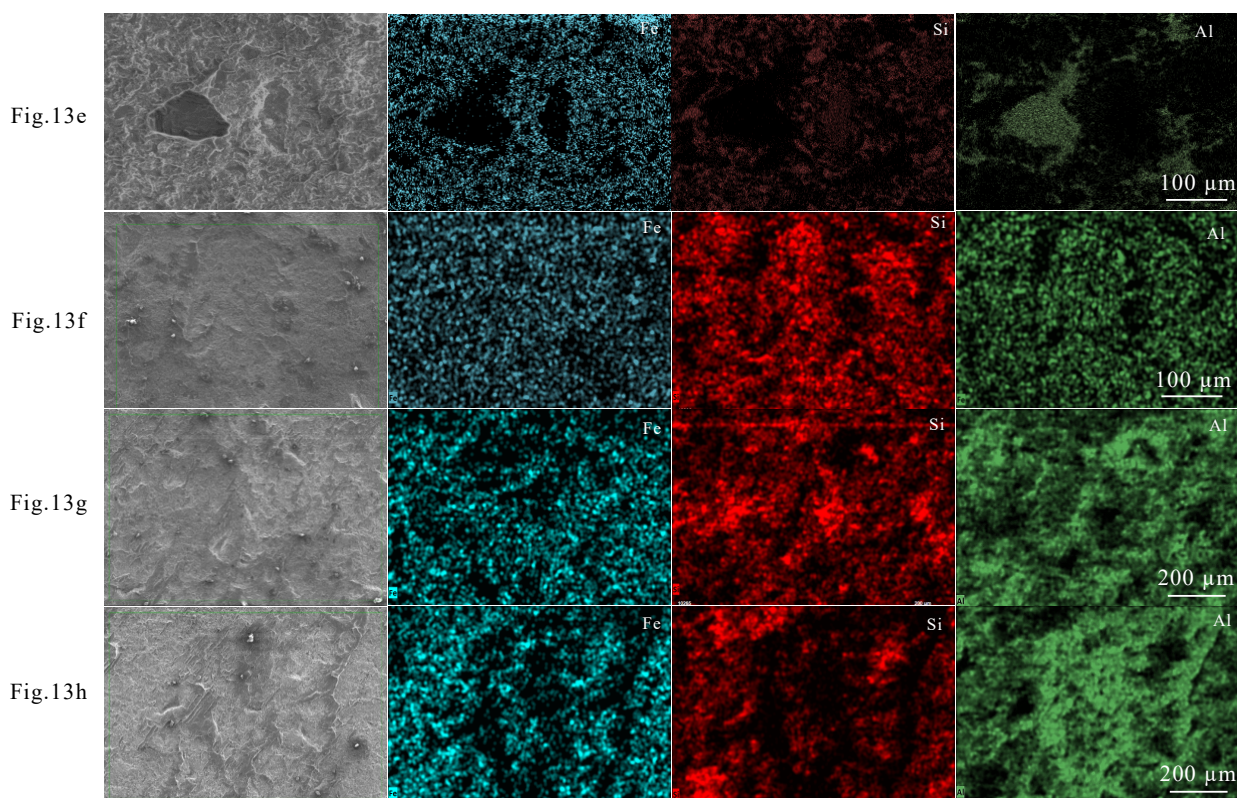


图 14 图 13e~13h 中 Fe 侧断口的 EDS 元素面扫描

Fig.14 EDS element mappings of Fe side fracture of the joint with Si interlayer in Fig.13e~13h

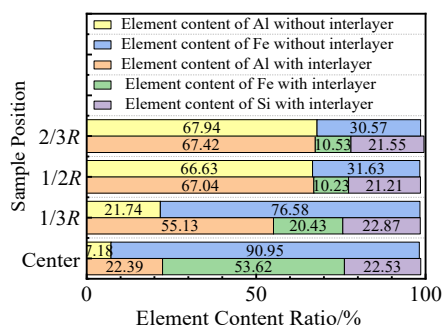


图 15 断口处元素占比

Fig.15 Element content ratios at fracture

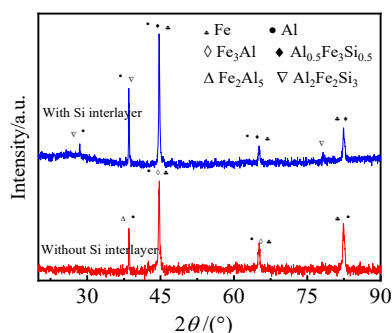


图 16 未添加和添加 Si 中间层接头 1/3R 处 XRD 图谱

Fig.16 XRD patterns of the joint at 1/3R without Si interlayer and with Si interlayer

峰。结合图 9 接头界面元素线扫描结果,图 11 纳米压痕测试结果以及文献[26]给出的部分 Fe-Al IMCs、Fe-Al-Si IMCs 力学性能,可推测原始接头 IMCs 偏铝侧的位置主要成分为 Fe_2Al_5 , 偏钢侧位置主要成分为 Fe_3Al , 添加 Si 元素后接头 IMCs 主要成分由 $\text{Fe}_2\text{Al}_5/\text{Fe}_3\text{Al}$ 转化为 $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}_3/\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ 。原始接头在焊接过程中,由于 Fe 与 Al 的相互扩散,会生成富 Al 相 Fe_2Al_5 , 以及富 Fe 相 Fe_3Al , 添加 Si 元素后, Si 层起到了过渡层的作用,接头界面富 Al 相 Fe_2Al_5 与富 Fe 相 Fe_3Al 中的一部分 Al 原子被 Si 原子所取代,使接头出现 $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}_3$ 与 $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ 。

3 结 论

1) Si 中间层接头中起到了减摩剂的作用,降低了铝钢间的摩擦系数,显著改变了接头的焊接过程,使焊接初始峰值扭矩从 $165.7 \text{ N}\cdot\text{m}$ 降低到 $157.7 \text{ N}\cdot\text{m}$, 焊接峰值温度从 347.5°C 降到 317.3°C , 温度的降低进一步导致 IMCs 变薄。

2) Si 中间层的改变了接头界面形貌,使界面呈“犬牙交错”的形貌,增加了母材端面的接触面积,并使母材在形成冶金结合的同时达到机械嵌合;

在焊接过程中起到了过渡层的作用, 使原始接头 Fe/Al 金属间化合物层 Fe_2Al_5 与 Fe_3Al 转化为了韧性更好的 Fe-Al-Si 金属间化合物层 $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}_3$ 、 $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ 。

3) 接头强度得到提高, 接头中心处拉伸性能提高了 126.0%, 1/3R 处性能提升了 10.6%, 1/2R 处性能提升了 1.4%、2/3R 处性能提升了 3.8%。接头 1/3R、1/2R、2/3R 区域弯曲角度分别从 14° 、 31° 、 47° , 提高到了 40° 、 115° 、 115° , 平均提高了 59° ; 接头性能不均匀性得到一定改善, 接头不同位置的力学性能、断口形貌、元素含量、金属间化合物层厚度的差异均降低。

参考文献 References

- [1] Flower H M. *International Materials Reviews*[J], 1992, 37(1): 196
- [2] Gullino A, Matteis P, D'aiuto F. *Metals*[J], 2019, 9(3): 315
- [3] Chen Y B, Chen S H, Li L Q. *Materials & Design*[J], 2010, 31(1): 227
- [4] Yılmaz M, Çöl M, Acet M. *Materials Characterization*[J], 2002, 49(5): 421
- [5] Fuji A. *Science and Technology of Welding & Joining* [J], 2004, 9: 83
- [6] Li P, Li J, Xun L *et al. Journal of Adhesion Science and Technology*[J], 2015, 29: 1246
- [7] Li W, Vairis A, Preuss M *et al. International Materials Reviews*[J], 2016, 61(2): 71
- [8] Kimura M, Iijima T, Kusaka M *et al. Materials & Design*[J], 2014, 55: 152
- [9] Dong H G, Li Y G, Li P *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2019, 272: 17
- [10] Furuya H S, Sato Y T, Sato Y S *et al. Metallurgical and Materials Transactions*[J], 2018, 49(2): 527
- [11] Chen S H, Huang J H, Ma K *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(7): 3064
- [12] Li Chunling(李春玲), Fan Ding(樊丁), Wang Bin(王斌) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2015, 51(18): 57
- [13] Zhang Hongtao(张洪涛). *Study on the Mechanism of Joining Aluminium to Zinc-Coated Steel by CMT Welding-Brazing Process*(铝/镀锌钢板 CMT 熔—钎焊机理研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [14] Yang Jing(杨静), Qiu Shaoyu(邱绍宇), Zhu Jinxia(朱金霞) *et al. Nuclear Power Engineering*(核动力工程)[J], 2005(3): 259
- [15] Boag A, Hughes A E, Wilson N *et al. Corrosion Science*[J], 2009, 51: 1565
- [16] Reddy G, Rao S, Thondapi M. *Science and Technology of Welding & Joining*[J], 2008, 13: 619
- [17] Senthil M S, Sathiya P, Noorul H A. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*[J], 2020, 42(11): 3
- [18] Reddy M G, Rao S A, Mohandas T. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2008, 13(7): 619
- [19] Kang M, Yoon J, Kim C. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 106(5): 1671
- [20] Shehabeldeen T A, El-Shafai N M, El-Mehasseb I M *et al. Vacuum*[J], 2021, 188: 110216
- [21] Davies R K, Randle V, Marshall G J. *Acta Materialia*[J], 1998, 46(17): 6021
- [22] Chen M A, Ou Y C, Fu Y H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2016, 304: 85
- [23] Du Y, Schuster J, Liu Z K *et al. Intermetallics*[J], 2008, 16: 554
- [24] Guo Y, Wang Y, Chen H *et al. Solid State Communications*[J], 2019, 298: 113643
- [25] Luo J. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2001, 6(4): 209
- [26] Liu Y, Zhao H Y, Peng Y *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2019, 104(9): 4399
- [27] Wang Peng(王鹏). *Microstructure and Properties of Continuous Drive Friction Welding of 6061-T6 Aluminum Alloy and T2 Copper*(6061-T6 铝合金与 T2 紫铜连续驱动摩擦焊焊件组织性能研究)[D]. Changchun: Jilin University, 2022
- [28] Zhang Yueying(张月莹). *Study on Resistance Spot Welding of Steel/Aluminum Dissimilar Materials*(钢/铝异种材料电阻点焊的研究)[D]. Changchun: Jilin University, 2021

Effect of Cold Spray Deposition of Si Interlayer on Microstructure and Properties of Continuous Drive Friction Welding Joint of Aluminum/Steel

Zhang Changqing^{1,2}, Shi Yu^{1,2}, Wang Ye^{1,2}, Gu Huaizhuang^{1,2}, Ma Dongdong^{1,2}, Zhang Pengsheng³

(1. State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(2. School of Material Science and Engineering, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050, China)

(3. Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: Cold spraying method was used to deposit Si powder on the end face of Q235 steel rod to form an interlayer with 20 μm in thickness, and then continuous drive friction welding was used to weld with a 1060 aluminum rod. The effects of adding the Si interlayer on the friction torque, welding temperature, mechanical properties of the joint, and the morphology and properties of the interface intermetallic compound were compared and analyzed. The results show that the addition of the Si interlayer reduces the friction coefficient of the aluminum/steel interface, the friction torque and peak temperature of the welded joint, and further reduces the thickness of the intermetallic compound layer. The interface morphology is interlaced with each other, and the joint has mechanical interlocking, which increases the contact area. The intermetallic compound which are mainly composed of Fe_2Al_5 and Fe_3Al are replaced by $\text{Al}_2\text{Fe}_2\text{Si}_3$ and $\text{Al}_{0.5}\text{Fe}_3\text{Si}_{0.5}$ with better mechanical properties. The average bending angle of the joint increases by 59° , and its toughness is significantly improved, and the nonuniformity of the mechanical properties is reduced.

Key words: aluminum/steel dissimilar joint; continuous drive friction welding; interlayer; intermetallic compound; mechanical property

Corresponding author: Zhang Pengsheng, Ph. D., Professor, Northwest Institute for Non-ferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, E-mail: zhangpengsheng2015@163.com