

铝/钢连续驱动摩擦焊接头力学性能及金属间化合物形态特征

张昌青[✉], 王维杰, 刘雄波, 金鑫, 秦卓荣, 琛

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 兰州 730050

采用连续驱动摩擦焊对 1050 工业纯铝和 Q235 低碳钢进行焊接, 分别对接头的拉伸性能、室温冲击强度和弯曲试验进行分析论证, 通过 SEM、EDS、XRD 分析接头界面金属间化合物(IMCs)的形态特征及组成。结果表明: 焊接过程中焊接界面不同区域加热功率的差异导致了 Fe、Al 界面扩散行为的不同, 最终导致界面 IMCs 形态的差异; 界面中心区域的 IMCs 为细小针片状的 Fe_3Al , 距界面中心 $1/2R$ 处为棒状的 $FeAl$, 距界面中心 $2/3R$ 处为方棒状的 $FeAl_3$; 界面中存在的 Fe_3Al 和 $FeAl$ 与其他富铝的 IMCs 相比具有更好的延展性。

关键词 连续驱动摩擦焊 异种金属 金属间化合物 低碳钢 铝

中图分类号: TG456.9 文献标识码: A

Mechanical Properties and Morphology Features of Intermetallic Compounds in Aluminum/Steel Continuous Drive Friction Welded Joints

ZHANG Changqing[✉], WANG Weijie, LIU Xiongbo, JIN Xin, QIN Zhuo, RONG Chen

State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Non-ferrous Metal, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050

1050 industrial pure aluminum and Q235 low carbon steel were welded by continuous drive friction welding. The tensile properties of the joints, room temperature impact strength and bending tests were analyzed and demonstrated. The morphology features and composition of IMCs were analyzed by SEM, EDS and XRD. The differences in heating power between different regions of the welding interface during welding led to the differences in the diffusion behavior of Fe and Al at the interface, which led to the differences in the morphology features of IMCs at the interface. The IMCs in central region of the interface are small-needle-shaped Fe_3Al . The IMCs at a distance of $1/2R$ from the center are rod-shaped $FeAl$. The IMCs at a distance of $2/3R$ from the center are square-stick-shaped $FeAl_3$. Fe_3Al and $FeAl$ in the interface have better ductility than other Al-rich IMCs.

Key words continuous drive friction welding, dissimilar metal, intermetallic compounds, low carbon steel, aluminum

0 引言

铝/钢复合结构兼具铝的高比强度、优异的导电及导热性、良好的耐腐蚀性和钢的高强度、良好的抗蠕变性能等优点^[1-2], 可满足众多特殊使用要求, 在汽车、冶金、能源、航空航天等领域都有广泛应用。目前, 焊接铝及铝合金和钢的方法主要有熔化焊、熔钎焊和固相焊三大类^[3]。由于铝和钢的物化性能、晶体结构差异较大^[4], 同时铝及铝合金表面易生成氧化膜, 所以在熔化焊和熔钎焊时, 焊缝易产生氧化物夹杂, 若热输入控制不当, 接头界面处又会生成过量的金属间化合物(IMCs), 严重制约接头性能。许多学者认为^[5-5], 异种金属焊接时接头金属间化合物厚度允许在 $10\ \mu\text{m}$ 以下, 因此, 如何降低接头金属间化合物的厚度一直是研究的热点问题。连续驱动摩擦焊作为一种高质量、高效率的固相焊方法^[6], 在焊接铝/钢异种金属时能够更好地减少金属间化合物的生成, 同时界面处还能观察到“机械挖掘”所导致的机械结合现象, 得到的接头综合力学性能良好。

近十年来, 在已发表的有关连续驱动摩擦焊的研究成果中, 涉及铝/钢异种金属的约占 8.6%^[7]。这些成果中部分只针对焊接工艺对力学性能的影响进行了简要报道。如 Ashfaq 等^[8]采用连续驱动摩擦焊对 AA6061 铝合金和 AISI304 不锈钢焊接时, 通过改进不锈钢侧面形状, 使得接头抗拉强度进一步提高。还有一些报道了接头界面金属间化合物的种类和生成量, 如 Fukumoto 等^[9]对 5052 铝合金和 304 不锈钢连续驱动摩擦焊接头界面研究时发现, 存在 $FeAl$ 和

Fe_3Al 组成的约 300 nm 厚的反应层; Reddy 等^[10]在 6061 铝合金和 304 不锈钢的连续驱动摩擦焊工艺中使用了银中间层, 研究发现未使用银中间层时在接头只检测到 Fe_2Al_5 , 使用银中间层后接头还可能形成 $FeAl$; Taban 等^[11]使用透射电镜在 6061-T6 铝合金和 AISI 1018 钢的连续驱动摩擦焊接头界面同样观测到了 $FeAl$ 和 Fe_2Al_5 , 然而这些研究结果并不统一, 而且并未对界面不同区域金属间化合物的形态和生成原因进行详细描述。

铝/钢异种金属在进行连续驱动摩擦焊时, 界面不同区域的 Fe、Al 原子会发生不同程度的扩散, 是一个复杂的非稳态固相反应过程。鉴于接头界面不同区域会存在不同类型的金属间化合物, 其生成条件、生长行为和形态特征都将会对接头性能产生显著影响, 本工作采用连续驱动摩擦焊对 1050 工业纯铝和 Q235 低碳钢进行焊接, 通过对接头界面不同区域金属间化合物的表征, 分析了其形态特征以及形成原因, 为铝/钢异种金属及其他组合类型的异种金属的高强度和可靠性摩擦焊接提供一定的指导。

1 实验

焊接实验材料选用 1050 纯铝棒和 Q235 低碳钢棒。1050 纯铝棒尺寸为 $\Phi 25\ \text{mm} \times 100\ \text{mm}$; Q235 低碳钢棒总长为 80 mm, 夹持端尺寸为 $\Phi 25\ \text{mm} \times 50\ \text{mm}$, 焊接端面直径为 $\Phi 40\ \text{mm}$ 。材料的主要化学成分如表 1 所示, 材料焊前的宏观照片如图 1 所示。实验所用的焊机为 C320 型连续驱动摩擦焊机, 该焊机主电机为直流调速电机, 具有抗干扰能力强、

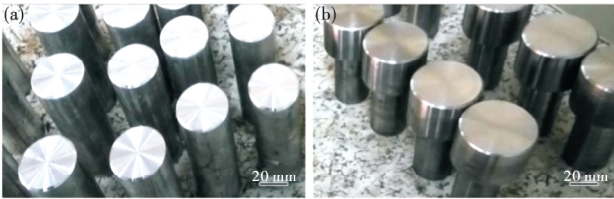


图1 实验材料宏观照片: (a) 1050 纯铝; (b) Q235 低碳钢
Fig.1 The appearance of the experimental materials: (a) 1050 pure aluminum; (a) Q235 low carbon steel

可靠性好、数据采集准确度高等优点。焊前用丙酮和无水乙醇清洗钢侧端面 and 铝侧端面,将铝棒作为旋转端,钢棒作为工进端,采用表2所示工艺参数进行焊接。图2为焊后接头的宏观形貌,焊后接头整体抗拉强度超过铝母材。

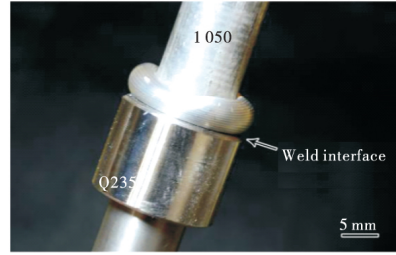


图2 铝/钢连续驱动摩擦焊接头宏观形貌
Fig.2 The appearance of aluminum/steel continuous drive friction welded joint

表1 母材的主要化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition (wt%) of the base materials

Sample	C	Mn	Si	P	S	Cu	Mg	Fe	Al
1050 pure aluminum	—	0.05	0.25	—	—	0.05	0.05	0.40	Bal.
Q235 low carbon steel	0.18	1.4	0.3	0.045	0.045	—	—	Bal.	—

表2 实验所采用的工艺参数

Table 2 Processing parameters in the experiment

Rotation speed $r \cdot \text{min}^{-1}$	Friction pressure MPa	Friction shortening mm	Forging pressure MPa	Compress time s
1 500	30	5	60	5

将焊后试样截取焊缝部分打磨、抛光,采用配备 Oxford 能谱仪(EDS)的 FEG450 场发射扫描电子显微镜(SEM)从侧面对接头界面的微观结构及界面 Fe、Al 原子的扩散行为进行分析;焊缝侧面观察分析完毕后,将试样用 2000#砂纸由铝侧打磨至距焊缝界面约 500 μm 后放入酒精中超声清洗两次,然后将清洗后的试样用 1 mol/L NaOH 溶液侵蚀以去除部分铝,经蒸馏水冲洗再吹干后用 SEM 俯视观察钢侧界面微观形貌,并用 EDS 对其进行成分分析;最后,用 D8 Advance X 射线衍射仪对侵蚀部分铝后的接头界面进行物相分析,采用连续扫描模式,扫描速度为 5 ($^\circ$)/min。

表3 拉伸试验结果

Table 3 Tensile test results

Rotation speed/(r/min)	Other parameters	Forging pressure/MPa	Sample 1/MPa	Sample 2/MPa	Sample 3/MPa	Integral/MPa
800			94	93.7	83.7	90.6
1 500		60	82.3	90	84.3	93.8
2 500	Friction pressure 30 MPa, friction shortening 5 mm	80	69.6	62.5	70.1	67.2
1 500		100	89.2	89.2	91.4	93.5
		120	89.7	96	90.8	89.7

试验。表3为切片拉伸试验和试样整体拉伸后的数据。

图3为不同转速条件下试样进行拉伸试验后断口的宏观形貌,图4为不同顶锻压力条件下试样进行拉伸试验后断口的宏观形貌。试样进行拉伸试验后发生断裂的位置存在四种情况:1号切片焊缝处断裂,2号切片铝侧断裂,3号切片焊缝处断裂;1号切片铝侧断裂,2号切片铝侧断裂,3号切片焊缝处断裂;1号切片铝侧断裂,2号切片焊缝处断裂,3号切片焊缝处断裂;三处位置的切片试样都是铝侧断裂。同时,除顶锻压力为 80 MPa 的 3 号切片试样外,其他参数下

2 结果与分析

2.1 拉伸试验

拉伸试验可以简单地检验焊接接头的性能,对于连续驱动摩擦焊的焊接接头,接头界面不同区域的力学性能并不是均匀分布的,也就是说,界面半径方向上不同区域的力学性能不同。因此,本工作对接头不同区域取样后进行了拉伸试验,切片的取样包含了界面中心附近区域(Sample 3)、距界面中心 1/2R 附近区域(Sample 2)和距界面中心 2/3R 附近区域(Sample 1)三个位置,同时还针对试样进行了整体拉伸

的 3 号切片试样拉伸断口都是不平整的,残留有部分铝母材,这是因为理论上焊接过程中焊接界面中心的线速度为零,那么摩擦加热功率也为零,所以接头中心附近区域的结合方式以机械结合为主,冶金结合只占小部分,这就使得该部分的抗拉强度并不高。但是,若焊接过程中其他区域的热塑性金属流向中心部位,这时冶金结合的比例就会大于机械结合,那么该部分焊缝的抗拉强度就可能超过铝母材。当然,接头是否达到冶金结合还需通过焊接界面的 EDS 分析来表征。

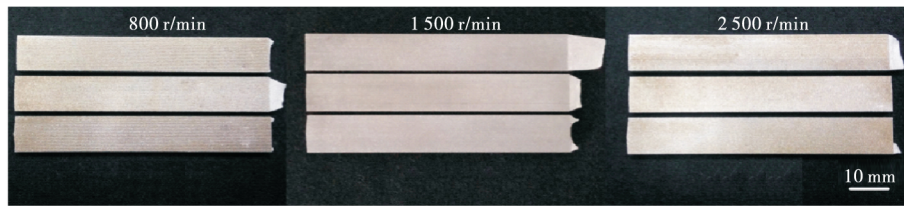


图3 不同转速条件下拉伸试验后试样断口的宏观形貌
Fig.3 Macroscopic morphology of the fracture after tensile test under different rotation speeds

综合整体拉伸试验的数据来看,除转速2500 r/min的试样外,其他参数下整体拉伸后的试样均是铝侧断裂,且抗拉强度均达到铝母材强度。当转速为2500 r/min时,1号切片试样拉伸后铝侧断裂,但抗拉强度却只有69.6 MPa;而铝母材的抗拉强度为90 MPa,拉伸后虽然铝侧发生断裂,但没有达到铝母材的抗拉强度,整体抗拉强度为67.2 MPa,断于焊缝处。这是因为2500 r/min下焊接界面第一阶段的能量输入比转速为800 r/min和1500 r/min时高很多,而焊接过程第一阶段的产热对接头的形成贡献最大,而顶锻压力仍然是60 MPa,顶锻压力过小并没有把多余过热的热塑性的铝挤出,最后接头铝侧部分因过热而使得晶粒粗大,根据Hall-Petch公式,多晶体的室温强度会随着晶粒的细化而提高,那么晶粒变粗大则意味着强度变低。因此,当焊接转速较高时,在摩擦压力和摩擦缩短量不变的情况下,还需适当地提高顶锻压力来防止焊接热影响区铝侧金属过热的情况发生。

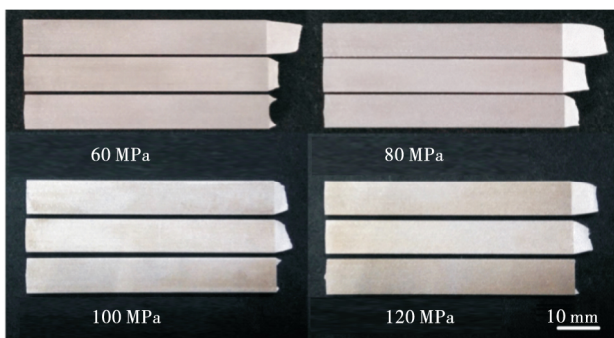


图4 不同顶锻压力条件下拉伸试验后试样断口的宏观形貌
Fig.4 Macroscopic morphology of the fracture after tensile test under different forging pressures

2.2 室温冲击试验

铝/钢复合接头在实际服役环境中有时还会承受一定的冲击载荷,因此,除了要求焊缝具备超越铝母材的强度之外,还需要具备一定的冲击韧性。本工作的冲击试验在室温条件下进行,截取的冲击试样的横截面覆盖了距界面中心0~R的区域。图5a为摩擦压力30 MPa、摩擦缩短量5 mm、顶锻压力60 MPa时不同转速下接头冲击试验的结果。当转速为1500 r/min时,试样的冲击功明显优于其他两个试样,可以达到15.64 J/cm²,并且冲击试验后焊缝部分并未被破坏,只是焊接热影响区的金属和母材金属发生了破坏。转速800 r/min和2500 r/min的试样进行冲击试验后焊缝被破坏,冲击韧性较低。图5b为转速1500 r/min、摩擦压力30 MPa、摩擦缩短量5 mm时不同顶锻压力下接头冲击试验的结果。随着顶锻压力从60 MPa开始逐渐增加,接头的冲击功呈上升趋势,但当顶锻压力超过100 MPa时,接头冲击功开始下降。顶锻过程

是为了挤出接头氧化金属、污物和过热金属,但当顶锻压力过大时,焊接界面前期形成的大量热塑性金属也会被挤出形成飞边,这样既浪费能量和材料,接头的力学性能也达不到要求。由于用于冲击试验的试样包含了接头界面性能的薄弱区及界面中心区域,试样冲击韧性良好则说明了接头界面中心区域冶金结合良好。

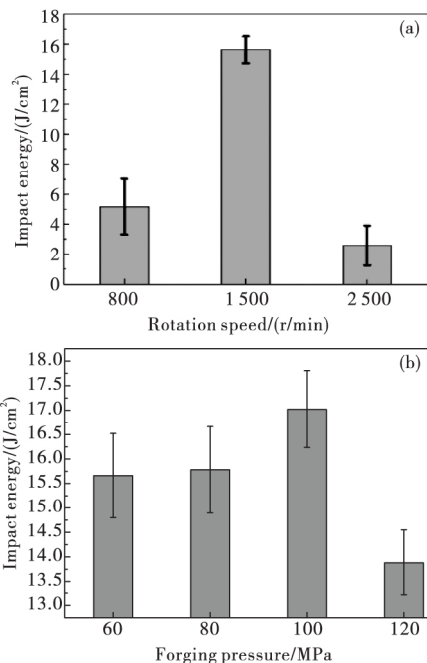


图5 (a) 接头冲击功随转速的变化; (b) 转速为1500 r/min时,接头冲击功随顶锻压力的变化
Fig.5 (a) Impact energy of joint under different rotation speeds; (b) impact energy of joint under different forging pressures with the rotation speed is 1500 r/min

2.3 弯曲试验

弯曲试验主要用于考核脆性材料和低塑性材料的抗弯强度,而铝/钢异种金属焊接接头的薄弱点在于接头界面存在过多硬脆的金属间化合物,因此,通过弯曲试验可以简单直观地分析焊后接头的塑性是否达标。用于弯曲试验的试样位于焊接界面距中心1/2R~R的区域,试验选用的上弯辊直径为10 mm,下弯辊直径为5 mm,两个下弯辊跨距为25 mm。图6a给出了摩擦压力30 MPa、摩擦缩短量5 mm、顶锻压力60 MPa时不同转速条件下试样进行弯曲试验后的宏观形貌。由图6a可知,弯曲到一定程度后,所有试样都在接头处发生了断裂,其中转速800 r/min的试样弯曲角为120°,转速1500 r/min的试样弯曲角为130°,转速2500 r/min的试样弯曲到50°时焊缝处就发生了断裂。图6b为转速1500 r/min、摩擦压力30 MPa、摩擦缩短量5 mm时不同顶锻

压力条件下试样进行弯曲试验后的宏观形貌,当顶锻压力提高到 80 MPa 后,弯曲试验结束时焊缝处都没有发生断裂,弯曲角接近 180°,同时在焊缝处也未发现任何肉眼可见的裂缝。

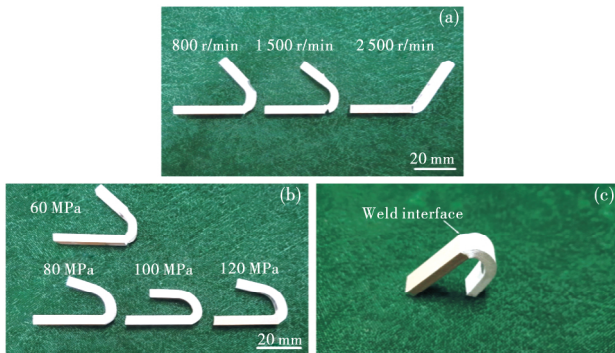


图 6 (a) 不同转速条件下弯曲试验后试样的宏观形貌; (b) 不同顶锻压力条件下弯曲试验后试样的宏观形貌; (c) 背弯试验后试样的宏观形貌
Fig. 6 (a) Morphology of the samples after bending test under different rotation speeds; (b) morphology of the samples after bending test under different forging pressures; (c) macroscopic morphology of the sample after bending test

2.4 接头界面不同区域金属间化合物的形态特征

异种金属焊接接头中存在的 IMCs 是弱化接头性能的重要原因之一,尤其是两种固溶度很低的材料在进行焊接时,接头界面生成金属间化合物是无法避免的^[12]。本实验所用材料为 1050 工业纯铝和 Q235 低碳钢,室温下 Fe 在 Al 中的溶解度只有 0.02% 左右,因此在焊接过程中接头界面必然会生成 Fe-Al 金属间化合物。表 4 为常见 Fe-Al 金属间化合物的主要特征,可以看出,除 FeAl₃ 外,常见 Fe-Al 金属间化合物的硬度与金属间化合物中 Al 的含量成正比,也就是说富 Al 的化合物更硬、更脆。

图 7 为接头界面不同位置 Fe、Al 原子的扩散情况和金属间化合物形貌,其中红色曲线为 Fe 在界面的分布情况,绿色曲线为 Al 在界面的分布情况,可以看出,在界面不同区域,Fe、Al 原子的扩散行为是不同的。经分析,在界面中心区域,Al 向钢侧的扩散距离为 1.78 μm,Fe 向铝侧扩散的距离为 1.06 μm;在距界面中心 1/2R 区域,Al 向钢侧扩散的距离为 2.38 μm,Fe 向铝侧扩散的距离为 1.80 μm;在距界面中心 2/3R 区域,元素分布曲线更加平缓,扩散距离更远,Al 向钢侧扩散的距离为 5.78 μm,Fe 向铝侧扩散的距离为 3.78 μm,并且可以看到元素分布曲线出现明显的台阶变化。焊接过程中焊接界面的温度场并不是均匀分布的,通常认为距界面

2/3R 区域摩擦加热功率最大,那么该区域的温度也就最高,原子的热振动最激烈,Fe、Al 原子在相同时间的扩散距离也就较其他区域更远。

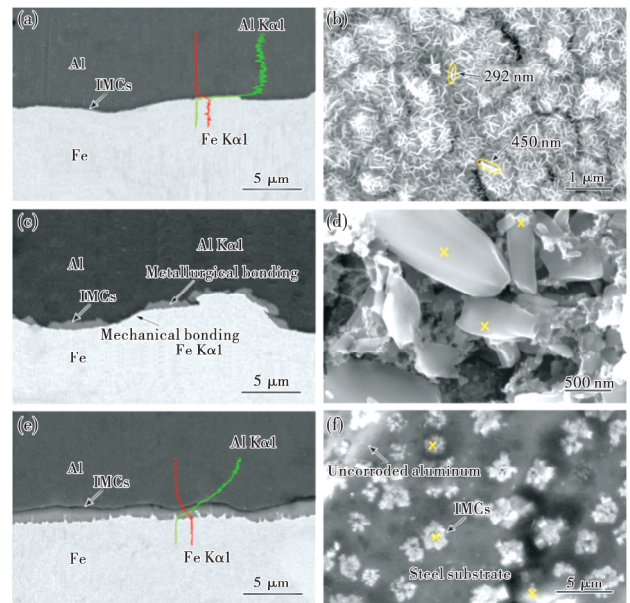


图 7 接头界面不同位置 Fe、Al 原子的扩散行为和金属间化合物形貌: (a) 中心附近界面元素扩散行为; (b) 距中心 1/2R 区域界面元素扩散行为; (c) 距中心 2/3R 区域界面元素扩散行为; (d) 中心附近金属间化合物形貌; (e) 距中心 1/2R 附近区域金属间化合物形貌; (f) 距中心 2/3R 附近区域金属间化合物形貌(电子版为彩图)
Fig. 7 Diffusion behavior of Fe and Al atoms in different regions of joint interface and morphology features of intermetallic compounds: (a) diffusion behavior near the center; (b) diffusion behavior at a distance of 1/2R from the center; (c) diffusion behavior at a distance of 2/3R from the center; (d) morphology features of intermetallic compounds near the center; (e) morphology features of intermetallic compounds at a distance of 1/2R from the center; (f) morphology features of intermetallic compounds at a distance of 2/3R from the center

界面不同区域 Fe、Al 相互扩散的差异必然会导致 IMCs 形态的差异,从由侧面观察焊缝得到的 SEM 照片来看,界面中心区域存在的 IMCs 呈细小颗粒状弥散分布于界面,这可能会提高该区域的强度,而又使该区域塑性和韧性下降不明显;距界面中心 1/2R 区域附近的 IMCs 更厚,且厚度不均匀,呈块状断续分布于界面,铝/钢界面微观上并不是很平整,这可能是钢侧表面粗糙度过大或焊接过程中界面强烈的“机械挖掘”所致;距界面 2/3R 区域的 IMCs 较均匀地呈“带状”分布于界面,铝/IMCs 界面较平整,IMCs/钢界面为“锯齿状”,将图 7e 经 ImageJ 软件分析后发现,该区域的金属间化合物最厚约为 1.45 μm,平均厚度为 1 μm 左右。

表 4 常见 Fe-Al 金属间化合物的主要特征^[3]

Table 4 Characteristics of familiar Fe-Al intermetallic compounds^[3]

Phase	Stability range/(Al, at%)	Crystal structure	Vickers hardness	Density/(g/cm ³)
Fe ₃ Al	23—34	Ordered BCC	330—368	6.67
FeAl	23—55	BCC	470—667	5.37
FeAl ₂	66—66.9	Triclinic	1 058—1 070	4.36
Fe ₂ Al ₅	70—73	BCC orthorhombic	1 000—1 158	4.11
FeAl ₃	74.5—76.5	Highly complex monoclinic BCC	772—1 017	3.95

通过 SEM 观察可知,从焊缝侧面可观察到金属间化合物层的大概厚度和基本分布情况,但无法观察金属间化合物的具体形态特征。若使用透射电镜(TEM)则可得到金属间化合物的高分辨晶格像,准确判断晶体结构,但铝/钢接头一软一硬,面临制样周期长、效率低等问题。本工作用 NaOH 溶液侵蚀掉部分接头的铝后,再使用 SEM 更直观地观察金属间化合物表面的图像。图 7b、d 和 f 分别为界面钢侧不同区域金属间化合物的二次电子相,图中黄色标记位置的能谱分析结果如图 8 所示。亮白色的细小针片状 IMCs 较密集地分布在界面中心区域,经测量,该物质的尺寸大约为数百纳米,EDS 结果显示该处 Fe 和 Al 的原子比为 3:1;距界面中心 1/2R 区域则存在宽约数百纳米、长约数微米的棒状 IMCs,该棒状物质上还附有一些细小颗粒状金属间化合物,EDS 结果显示图 7d 中黄色标记位置 Fe 和 Al 的原子比为 1:1;在距界面中心 2/3R 区域,明显可以观察到很多簇从钢侧向外长出的方棒状金属间化合物,并且在界面弥散分布。

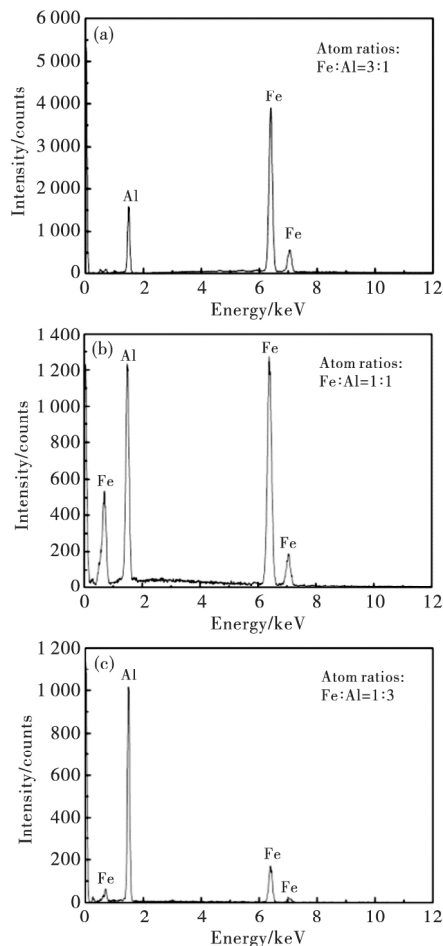


图 8 接头界面金属间化合物的能谱分析: (a) 图 7b 中标记之处; (b) 图 7d 中标记之处; (c) 图 7f 中标记之处
 Fig. 8 EDS of intermetallic compounds in welded joint: (a) marked position in Fig. 7b; (b) marked position in Fig. 7d; (c) marked position in Fig. 7f

图 9 为接头界面被 NaOH 水溶液侵蚀部分铝后的 XRD 谱,将得到的 XRD 谱与标准 PDF 卡片对比后发现,界面存在的 Fe-Al 金属间化合物可能有 Fe_3Al 、 $FeAl$ 、 $FeAl_3$ 和 $Fe_{14}Al_{86}$,且含量较少。综合 EDS 和 XRD 的分析结果,可确定图 7b 中

的细小针片状金属间化合物为 Fe_3Al ,图 7d 中的棒状金属间化合物为 $FeAl$,图 7f 中的方棒状金属间化合物为 $FeAl_3$ 。

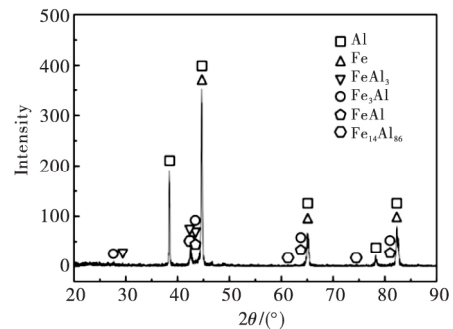


图 9 接头界面被侵蚀部分铝后的 XRD 谱
 Fig. 9 XRD pattern of the joint interface after erosion of part of the aluminum

3 结论

(1) 在本工作设计的试验参数中,转速 1 500 r/min、摩擦压力 30 MPa、摩擦缩短量 5 mm、顶锻压力 80 MPa 时,接头具有最优的综合力学性能。当焊接转速较高时,在摩擦压力和摩擦缩短量不变的情况下,需要适当地提高顶锻压力来防止焊接热影响区铝侧金属过热的情况发生。接头中心附近区域的结合方式以机械结合为主,冶金结合只占小部分,这就使得该部分的抗拉强度并不高,但是,若焊接过程中其他区域的热塑性金属能流向中心部位,这时冶金结合的比例就会大于机械结合,那么该部分焊缝的抗拉强度就可能超过铝母材。

(2) 在焊接过程中,焊接界面不同区域加热功率的差异导致界面 Fe、Al 扩散行为不同,其中,距界面 2/3R 区域的摩擦加热功率最大,Fe、Al 原子的扩散距离最远。界面 Fe、Al 扩散行为的不同最终导致界面 IMCs 形态的差异:界面中心区域的 IMCs 为细小针片状的 Fe_3Al ,距界面 1/2R 处为棒状的 $FeAl$,距界面 2/3R 处为方棒状的 $FeAl_3$ 。

参考文献

- 1 Yang J, Li Y L, Zhang H. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(4) 994.
- 2 Flower H M. *International Materials Reviews*, 1992, 37(1) 196.
- 3 Atabaki M, Nikodinovski M, Chenier, et al. *Journal for Manufacturing Science & Production*, 2014, 14(2) 59.
- 4 Liu Zhongqing, Liu Kai. *Manual of dissimilar metal welding technology*, Mechanical Industry Press, China, 1997(in Chinese). 刘中青, 刘凯. *异种金属焊接技术指南*, 机械工业出版社, 1997.
- 5 Yilmaz M, Col M, Acet M. *Materials Characterization*, 2002, 49(5) 421.
- 6 Kimura M, Kusaka M, Kaizu K, et al. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 82(1-4) 489.
- 7 Li W, Vairis A, Preuss M, et al. *International Materials Reviews*, 2016, 61(2) 1.
- 8 Ashfa M, Sajja N, Rafi H K, et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(2) 376.
- 9 Fukumoto S, Tsubakino H, Okita K, et al. *Scripta Materialia*, 2000, 42(8) 807.
- 10 Reddy M G, Rao S A, Mohandas T. *Science & Technology of Welding & Joining*, 2008, 13(7) 619.
- 11 Taban E, Gould J E, Lippold J C. *Materials Science & Engineering A*, 2010, 527(7-8) 1704.
- 12 Qiu Ranfeng, Li Jiuyong, He Yugang, et al. *The Chinese Journal of Non-*

ferrous Metals, 2017, 27(6), 1176 (in Chinese).

邱然锋, 李久勇, 贺玉刚, 等. *中国有色金属学报*, 2017, 27(6),

1176.

(责任编辑 向秀洮)



Changqing Zhang, received his B. E. degree from Northwestern Polytechnical University (NWPU) in Sep. 1993—Jul. 1997, obtained M. E. degree from Lanzhou University of Technology (LUT) in Sep. 2003—Jul. 2007, and received Ph. D. degree from Lanzhou University of Technology (LUT) in Sep. 2010—Jun. 2013. He is currently an associate researcher and master supervisor. He visited the U.S. General Motors Light Metal Research Institute in Jan. 2012—

Jun. 2012. He has published more than 10 papers in academic journals at home and abroad, and applied for 10 national invention patents, of which 8 were authorized. He has engaged in basic theory and application technology of solid-phase connection direction such as friction welding, brazing and solder resisting of advanced materials. The KDZ-4 multi-function solder mask controller designed and manufactured was successfully applied in the electrolytic nickel plate adaptive spot welding equipment, steel mesh frame automatic welding equipment and truss automatic forming and welding production line, and won the second prize of scientific and technological progress of universities in Gansu Province, and Gansu Provincial Science and Technology Progress Second Prize. A special friction welding machine for 5 000 kN electrolytic aluminum prebaked anode conductive device was developed through energy-saving aluminum-steel composite anode guide rod connection process and

equipment research project, and welding process test and industrial application test were carried out. Pre-baked anode lead rod Aluminium rod and steel claws were directly connected, and the project won the first prize for scientific and technological progress in Lanzhou. Participated in 4 National Natural Science Funds, participated in and presided over 5 provincial funds.

张昌青, 兰州理工大学副研究员, 硕士研究生导师。1993. 9—1997. 7 获西北工业大学工学学士学位; 2003. 9—2007. 7 获兰州理工大学工学硕士学位; 2010. 9—2013. 7 获兰州理工大学工学博士学位; 2012. 1—2012. 6 到美国通用汽车轻金属研究所作访问学者。在国内外学术期刊上发表论文 10 余篇, 申请国家发明专利 10 项, 其中授权 8 项。从事先进材料的摩擦焊、钎焊及阻焊等方向的固相连接基础理论与应用技术研究。设计制造的 KDZ-4 型多功能阻焊控制器在电解镍板自适应点焊设备、钢筋网架自动焊接设备及桁架自动成型及焊接生产线成功应用, 并获得甘肃省高校科技进步二等奖和甘肃省科技进步二等奖; 通过节能型铝钢复合阳极导杆连接工艺及设备研究项目, 研制 5 000 kN 电解铝预焙阳极导电装置专用摩擦焊机, 进行焊接工艺性试验和工业应用性试验, 实现预焙阳极导杆铝导杆与钢爪的直接连接, 项目获得兰州市科技进步一等奖。参加国家自然科学基金项目 4 项, 参加及主持省部级基金项目 5 项。