

铝合金/不锈钢钨极氩弧熔—钎焊接头界面层的 微观结构分析*

林三宝 宋建岭 杨春利 马广超

(哈尔滨工业大学现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

摘要 运用 OM, SEM 和 EDS 分析了铝合金/不锈钢 TIG 熔—钎焊接头界面层的结构特征, 并通过微压痕和 SEM 原位拉伸实验测试了其力学性能. 研究表明: 界面处形成了厚度不均一的锯齿状金属间化合物层, 厚度为 4—9 μm , 满足界面层的要求 ($\leq 10 \mu\text{m}$); 界面反应层包括两类化合物层, 即焊缝一侧的 τ_5 层和钢基体一侧 $\theta+\eta+\tau_5$ 层, 在界面处首先形成 τ_5 相, 抑制了粗大枝晶状 $\theta+\eta$ 二元相的生长. 微压痕测试得出: τ_5 层平均硬度值为 HV1025, $\theta+\eta+\tau_5$ 层硬度值为 HV835. τ_5 层压痕处产生裂纹, 表明 τ_5 相是一种硬脆相. SEM 原位拉伸实验显示, 界面层起裂于 $\theta+\eta$ 相, 在外力作用下沿 $\theta+\eta+\tau_5$ 层迅速开裂, 界面层抗拉强度达到 120 MPa.

关键词 铝合金, 不锈钢, 钨极氩弧熔—钎焊, 界面层, 金属间化合物

中图分类号 TG457.1

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2009)10-1211-06

MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF INTERFACIAL LAYER WITH TUNGSTEN INERT GAS WELDING- BRAZING JOINT OF ALUMINUM ALLOY/STAINLESS STEEL

LIN Sanbao, SONG Jianling, YANG Chunli, MA Guangchao

State Key Laboratory of Advanced Welding Production Technology, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001

Correspondent: SONG Jianling, associate professor, Tel: (0451)86418775,

E-mail: songjianling116@163.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50874033)

Manuscript received 2009-02-23, in revised form 2009-06-28

ABSTRACT Against the background of the required weight reduction in transportation through lightweight construction, the application of hybrid structures, where aluminum alloy and steel are jointed together, has a high technical and economical potential. But jointing of material combinations of aluminum alloy and steel is problematic by fusion welding since brittle intermetallic compounds (IMCs) are formed between aluminum alloy and steel. Nowadays, tungsten inert gas (TIG) welding-brazing offers a great potential for aluminum alloy and steel jointing. In this process, the sheet and filler metal are heated or melted by TIG heat, and the joint has a dual characteristic: in aluminum alloy side it is a welding joint, while in steel side it is a brazing joint. However, in the dynamic heating process, the heating temperature changes so quickly and the reaction time between the liquid filler metal and solid steel is so short that it is more difficult to control the IMC layer's growth, predominantly its thickness and microstructures. Most of past reports about the brazing of aluminum alloy and steel indicate Al-Fe binary IMC layers, e.g., Fe_2Al_5 and FeAl_3 , formed in the brazing joint, which are detrimental to the mechanical properties of the joint. Si additions are used to limit the growth of the brittle Al-Fe IMC layer between aluminum alloy and steel by replacing Al-Fe phases with less detrimental Al-Fe-Si phases in aluminizing and furnace brazing of aluminum alloy and steel. By now, there have been few reports of investigating the interfacial layer of TIG welding-brazing joint of aluminum alloy and

* 国家自然科学基金项目 50874033 和中国机械工程学会焊接学会创新思路预研奖学金 A 类课题项目资助

收到初稿日期: 2009-02-23, 收到修改稿日期: 2009-06-28

作者简介: 林三宝, 男, 1972 年生, 副教授, 博士

stainless steel. In this paper, a butt TIG welding–brazing joint of aluminum alloy/stainless steel was formed using Al–Si eutectic filler wire with modified Noclock flux precoated on a steel surface. The microstructure characteristics of the welded seam–steel interfacial layer were analyzed by OM, SEM and EDS and its mechanical properties were measured by dynamic ultra–microhardness tester and SEM *in situ* tensile tester. The results show that a nonuniform and sawtooth IMC layer forms at the seam–steel interface and its thickness changes from 4 to 9 μm , less than the maximum permissible value (about 10 μm). The interfacial layer is composed of two types of IMC layers, which are τ_5 IMC layer on the seam side and $\theta+\eta+\tau_5$ IMC layer on the steel side. τ_5 phase forms preceding $\theta+\eta+\tau_5$ due to its lower growth energy than Al–Fe phases and the primary τ_5 layer inhibits the growth of rough dendritic $\theta+\eta$ phases. The ultra–microhardness test results show the microhardnesses of τ_5 and $\theta+\eta+\tau_5$ layers reach HV1025 and HV835, respectively. Indentation cracking of τ_5 layer at higher loads indicates that τ_5 is a type of hard brittle phase. SEM *in situ* tensile test results confirm that cracking initiates from $\theta+\eta$ phases and then fracture rapidly generates along $\theta+\eta+\tau_5$ layer while suffering external force. The tensile strength of IMC layer reaches 120 MPa.

KEY WORDS aluminum alloy, stainless steel, tungsten inert gas welding–brazing, interfacial layer, intermetallic compound

近年来,随着航空航天、汽车制造及造船技术的快速发展,铝合金与不锈钢复合结构的应用越来越多,然而两者之间固溶度低、热物理性能差异大,焊接过程中极易反应生成脆性的金属间化合物层,这些已成为焊接领域中的难点问题^[1,2]。目前,钨极氩弧(TIG)熔–钎焊以其便捷、高效的特点成为铝合金/不锈钢异种金属连接中的热门研究方向,即以 TIG 电弧为热源对母材进行加热,同时通过连续送进铝基焊丝填充接头,在铝合金一侧为熔焊结合,而不锈钢一侧为钎焊结合,其实质是液态铝基钎料与固态不锈钢通过界面反应结合在一起,焊接过程兼备熔焊和钎焊的双重特点^[3]。然而在电弧动态加热过程中,界面层的厚度、形态及金属间化合物的类别很难控制,界面层的结构特性决定了整个接头的力学性能,对化合物层生长、形态及分布的有效控制是实现优质连接的关键。

国内外许多学者对 Al/钢钎焊接头的界面层结构研究^[4–6]表明,界面层生成的二元系化合物主要是富 Al 相 $\epsilon\text{-FeAl}_2$, $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ 及 $\theta\text{-FeAl}_3$, 通过在钎料中添加不同元素能够改变脆性化合物层的结构特征,形成具有良好力学性能的多元系化合物相。许多研究^[5–8]指出,钎料中添加 Si 元素能够抑制 Al–Fe 化合物的生长,形成一系列 Al–Fe–Si 三元化合物,并对界面层的生长行为进行了初步的热力学计算分析。此外,已有研究^[4,9,10]证实:钢基体中的 Cr, Ni 等元素能够提高化合物层的塑性。而在铝合金/不锈钢 TIG 熔–钎焊方面,由于采用 TIG 电弧连接的难度很大,有关研究^[3,11]报道很少,特别是针对其接头界面层的微观结构分析尚未见报道。

本文在实验获得铝合金/不锈钢 TIG 熔–钎焊接头的基础上,对接头界面层的结构特点、化合物层的种类及生长行为进行了深入分析,测试了化合物层的物化性能,并探讨了 Si, Mg 等元素对化合物层生长特性的影响。

1 实验方法

实验母材是 5A06 防锈 Al 板和 1Cr18Ni9Ti 不锈

钢板,板厚均为 3.0 mm。5A06 铝合金的化学成分(质量分数,%)为: Mg 5.80–6.80, Mn 0.50–0.80, Si \leq 0.40, Fe \leq 0.40, Ti 0.02–0.10, Be 0.0001–0.0005, 余量为 Al。1Cr18Ni9Ti 不锈钢的化学成分(质量分数,%)为: Ni 8.0–11.0, Cr 17.0–19.0, Mn \leq 2.0, Si \leq 1.0, C \leq 0.12, Ti 0.10–0.70, 余量为 Fe。实验用钎料是 4047 Al–Si 共晶焊丝和与铝合金母材同质的 5A06 Al–Mg 焊丝,直径均为 1.2 mm。4047 Al–Si 焊丝成分(质量分数,%)为: Si 11.0–13.0, Fe \leq 0.80, Cu \leq 0.30, Mn \leq 0.15, Mg \leq 0.10, Zn \leq 0.20, 余量为 Al。5A06 Al–Mg 焊丝成分同铝合金母材。实验用钎剂是改性的 Noclock 氟化物钎剂,主要由 KAlF_4 和 K_3AlF_6 共晶成分及少量的 Zn 粉混合而成。

焊前,将母材对接端面开 V 形坡口,钢侧坡口角度为 40° 左右,Al 侧坡口角度为 30° 左右;用细钢丝刷、砂纸去除焊件表面及坡口端面的氧化膜、油污等,再用丙酮进行清洗。将钎剂用丙酮(或无水乙醇)调和并均匀地涂敷在不锈钢坡口端面及附近的钢板上下表面,涂敷量以盖过不锈钢底色为宜。采用钢夹具及 Cu 垫板固定,Cu 垫板上开 8 mm \times 0.5 mm 规格的凹槽,焊件对接间隙为 2.0 mm 左右,采用交流 TIG 电源焊接,焊接过程如图 1 所示。

焊后,垂直切割接头,并用树脂塑封试样,采用金相砂纸按 300, 500 和 800 号顺序打磨,然后用 1 μm 的金

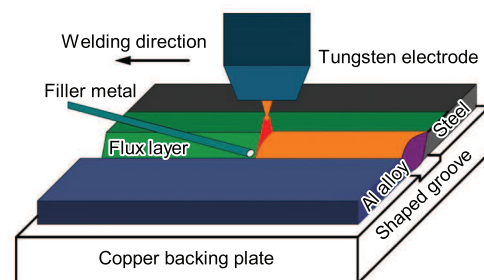


图 1 铝合金/不锈钢 TIG 熔–钎对接焊过程示意图

Fig.1 Schematic of aluminum alloy–steel butt TIG welding–brazing process

刚石抛光剂抛光, 抛光后铝合金母材及焊缝处用 Keller 腐蚀剂 (1 mL HF+1.5 mL HCl+2.5 mL HNO₃+95 mL H₂O) 腐蚀 3—5 s. 不锈钢侧用腐蚀剂 (4 g CuSO₄+20 mL HCl+20 mL H₂O) 腐蚀 5—8 s, 各溶液的配比浓度 (质量分数, %) 为: HF≥40, HCl 36—38, HNO₃ 65—68. 采用金相显微镜 (OM) 观察接头宏观形貌, 用扫描电镜 (SEM) 分析接头界面层微观特征, 用能谱仪 (EDS) 分析金属间化合物层化学成分. 用动态超微硬度仪测试化合物层的显微硬度, 为保证得到化合物层的真实硬度, 每个区域测试 5 点取平均值, 所采用的载荷均为 100 mN, 载荷保持时间为 10 s. 通过 SEM 原位拉伸实验分析化合物层的起裂位置, 位移速率为 0.1 mm/min, 在拉伸过程中, 载荷适时停止, 及时观察记录 and 获取图片.

2 实验结果及分析

2.1 接头宏观形貌

铝合金/不锈钢 TIG 熔-钎焊接头横截面如图 2 所示. 在电弧热及预涂钎剂层辅助润湿作用下, 液态 Al-Si 共晶钎料在钢表面润湿铺展充分, 形成了良好的结合; 而液态 Al-Mg 钎料难以在钢表面润湿铺展, 接头成形不良. 分析认为, 钎料中的活性元素 Mg 即使在有 Ar 气保护条件下也能够在液态钎料表面形成 MgO 薄膜, 而氟化物钎剂难以有效去除 MgO, 使钎料在坡口中呈球状堆积而不与钢表面结合^[4].

2.2 界面层结构特征

Al-Si 焊缝/不锈钢界面层的厚度、形态特点及分布

规律决定了整个接头的力学性能, 图 2 接头中 A—D 区域界面层微观结构如图 3 所示, 界面处形成了厚度不均一的金属间化合物层, 呈锯齿状, 界面附近还存在少量破碎的化合物颗粒. 界面层厚度从上至下逐渐减薄, 在接头上部区化合物层最厚 (图 3a), 其平均厚度约为 9 μm. 化合物层分为两层, 从焊缝至钢基体定义为 I 和 II 层, 靠近焊缝的 I 层厚度大, 是化合物层的主体, 呈致密的板块状, 而在钢基体侧的 II 层厚度很薄, 呈针须状由钢基体向焊缝方向生长, 同时在 I 层与 II 层交界位置存在一些缩孔. 在接头中部区的化合物层平均厚度为 6—7 μm, 其中钢基体侧的针须状 II 层逐渐减少, 直至整个化合物层全由 I 层组成 (图 3b 和 c). 在接头最下部, 化合物层厚度减薄至 4 μm 左右, 全部由 I 层组成, 化合物层的形态也发生了变

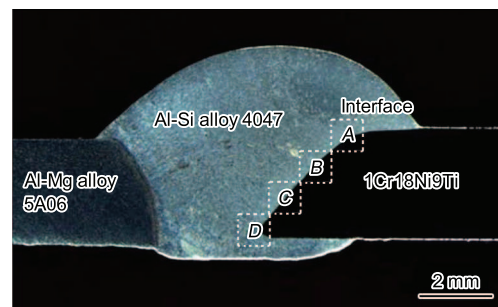


图 2 铝合金/不锈钢 TIG 熔-钎对接接头横截面

Fig.2 Cross section of aluminum alloy-steel butt TIG welding-brazing joint (A—D are different regions in an interfacial layer)

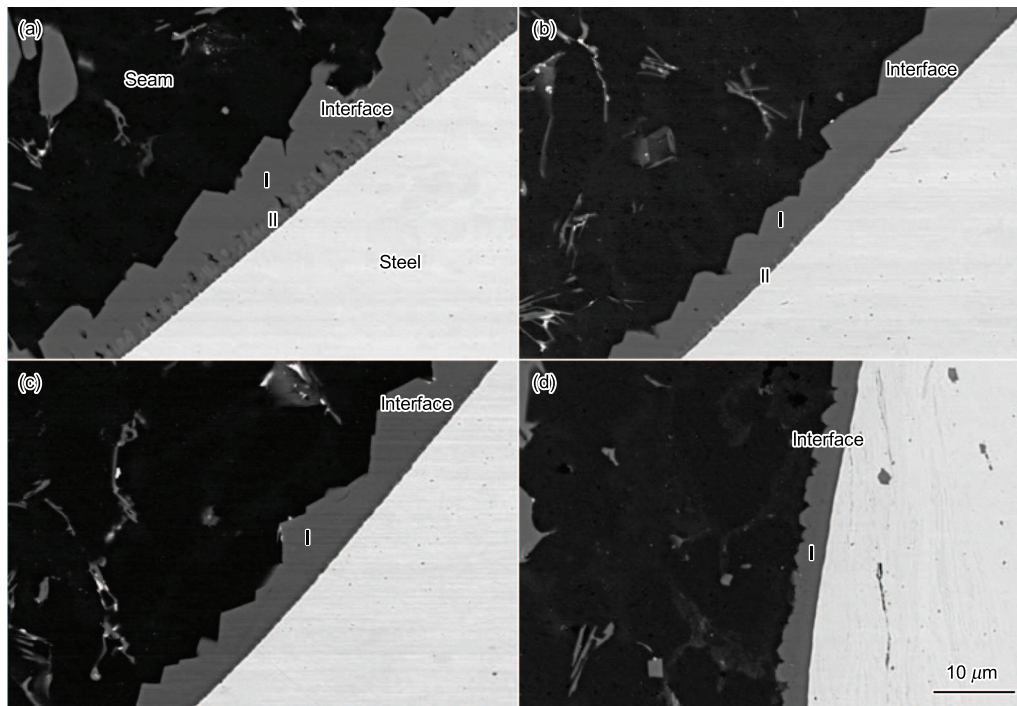


图 3 Al-Si 焊缝/不锈钢界面层 SEM 像

Fig.3 Magnified SEM images (a—d) of an Al-Si seam-stainless steel interfacial layer in regions A—D indicated by squares in Fig.2, respectively (I—the first layer, II—the second layer)

化,呈细小的锯齿状(图 3d).分析认为,在焊接过程中,钢侧坡口上部距电弧位置较近,电弧加热时间长,表面温度高,钎料与钢界面反应剧烈,形成的化合物层厚,同时高温液态钎料铺展过程中的流动对化合物产生冲击,使一些粗大锯齿状化合物断裂并进入焊缝中;而距电弧较远的下部区域,主要通过液态钎料传递热量,因而界面处温度较低,生成的化合物层薄.

许多相关研究^[4-7]指出,对于铝合金/钢异种金属焊接接头,界面化合物层的厚度需要控制在一定范围内($\leq 10\ \mu\text{m}$),在此范围内接头强度随着化合物层厚度的增加而增大,过厚的化合物层($> 10\ \mu\text{m}$)容易自身脆裂,而化合物层过薄会造成结合不良.实验中获得的接头界面层厚度为 $4\text{--}9\ \mu\text{m}$,在适合的范围内,同时锯齿状的化合物层沿垂直于界面方向生长,锯齿之间为塑性良好的铝基钎料,通过这样交错的形式与焊缝牢固结合在一起,起到了“钉扎”作用,有利于阻止裂纹的扩展,进一步提高了接头结合强度,因此可以认为,实现了铝合金与不锈钢之间的良好结合.

除了厚度、形态分布之外,化合物层的类别也对接头性能起到同样重要的作用,钎料中不同的添加元素能够控制化合物层的生长类别及结构特征,对比分析 Al-Si 与 Al-Mg 钎料和不锈钢形成的界面层,如图 4 所示.可见,界面层的形态区别很大,Al-Si 焊缝形成的化合物层较为

整齐,而 Al-Mg 钎料与不锈钢之间的化合物层呈粗大的树枝晶向焊缝区生长,这种枝晶形式会产生严重的应力集中^[12],引起界面自动开裂,说明 Si 元素能够抑制这种粗大枝晶状化合物的生长,起到了改善界面层特征的作用.

对图 4 中不同界面化合物层进行 EDS 分析,结果列于表 1 中,沿焊缝至钢基体方向,化合物层中 Al, Si(Mg) 元素含量降低,在焊缝侧形成含 Al 量最高的化合物层.针对 Al-Si 焊缝/不锈钢界面层,钎料中 Si 元素参与了化合物层的形成过程,结合 Al-Fe-Si 三元合金相图^[1]及其标准相特征形貌^[13,14],靠近焊缝侧的 I 层由 $\tau_5\text{-Al}_{7.2}\text{Fe}_{1.8}\text{Si}$ 相构成,而靠近钢基体的针须状化合物是 $\theta\text{-FeAl}_3 + \eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ 混合相,化合物中固溶了较高含量的 Si 元素,在针须间为 τ_5 相,所以 II 层由 $\theta + \eta + \tau_5$ 构成.

对于 Al-Mg 焊缝/不锈钢界面层, Mg 元素在化合物中的含量很少($\leq 1.0\%$, 质量分数),可知 Mg 不参与化合物层的形成过程,粗大树枝晶状的化合物为 $\theta\text{-FeAl}_3$ 相,而在靠近钢基体侧的化合物层为 $\eta\text{-Fe}_2\text{Al}_5$ 相.同时界面化合物层都含有少量的 Cr 和 Ni 元素,特别是 Cr 元素含量较高,说明 Cr 参与了化合物的形成过程,化合物中部分 Fe 元素能够被 Cr 替换,形成少量 Al-Fe(Cr)-Si 和 Al-Fe(Cr) 相,而 Ni 元素含量少,以固溶形式存在于化合物中, Cr 和 Ni 元素都能改善 Al-Fe 化合物层的力学性能^[4].

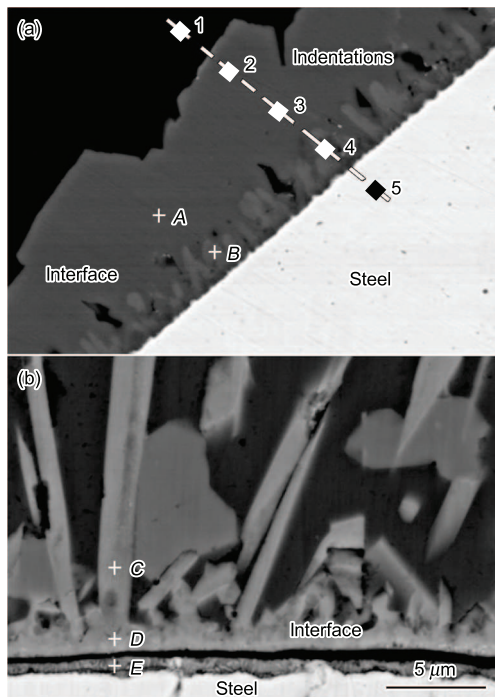


图 4 不同钎料与不锈钢化合物层微观特征

Fig.4 Microstructures of intermetallic compound layers between Al-Si alloy 4047 (a), Al-Mg alloy 5A06 (b) and stainless steel (1—5 are the indentation positions; A and B are the I and II layers for Al-Si alloy 4047; C—E are the interfacial layers for Al-Mg alloy 5A06)

表 1 界面化合物层 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of points A—E of the intermetallic compound layers in Fig.4

Point	(mass fraction, %)					
	Al	Si	Mg	Fe	Cr	Ni
A	60.93	9.52	—	21.82	6.89	0.83
B	53.87	8.11	—	25.48	11.31	1.22
C	62.50	—	0.86	30.63	3.89	2.11
D	59.79	—	0.67	30.49	5.22	3.83
E	48.25	—	0.29	37.91	10.81	2.74

2.3 界面层生长行为

界面化合物层的生长顺序是由其生长自由能 ΔG^0 决定的,低 ΔG^0 的化合物首先析出,界面 Al-Fe 化合物的生长自由能,可由经典热力学公式计算

$$\Delta G_{\text{Al-Fe}}^0 = \Delta H_{298}^0 - T\Delta S_{298}^0 \quad (1)$$

式中, $\Delta G_{\text{Al-Fe}}^0$ 为标准状态下 Al-Fe 化合物的生长自由能; ΔH_{298}^0 为标准状态下 Al-Fe 化合物的生成焓; ΔS_{298}^0 为标准状态下 Al-Fe 化合物的熵变值; T 为热力学温度.

由于在焊接过程中铝基钎料先熔化,所以 ΔG^0 还要加上 Al 熔化引起的相变自由能 ΔG_{m}^0 计算

$$\Delta G^0 = \Delta G_{\text{Al-Fe}}^0 + \Delta G_{\text{m}}^0 \quad (2)$$

$$\Delta G_m^0 = \Delta H_m^0 - T\Delta S_m^0 \quad (3)$$

式中, ΔG_m^0 为 Al-Fe 化合物在 Al 熔化后的自由能变化; ΔH_m^0 为 Al 熔化过程中相变焓; ΔS_m^0 为 Al 熔化过程中相变熵。

根据 Al-Fe 系化合物热力学数据 [7,15], 计算得各化合物的生长摩尔自由能 (J/(mol·K)) 分别为

$$\Delta G_{FeAl_3}^0 = -142770 + 50.58T$$

$$\Delta G_{Fe_2Al_5}^0 = -253971 + 98.52T$$

$$\Delta G_{Al_{7.2}Fe_{1.8}Si}^0 = -295355 + 94.59T$$

由此可见, 在电弧动态加热过程中, $\Delta G_{Al_{7.2}Fe_{1.8}Si}^0 < \Delta G_{Fe_2Al_5}^0 < \Delta G_{FeAl_3}^0$, 所以, 首先在界面形成 τ_5 - $Al_{7.2}Fe_{1.8}Si$ 三元化合物层, 初生成的化合物层阻挡了液态钎料与钢表面的直接接触反应, 抑制了粗大枝晶状 $\theta+\eta$ 二元相的生长, τ_5 相生长速率较慢, 界面层的厚度得到有效的控制. 在焊接过程中, 接头上部区域热输入大, 液态钎料温度高, 与钢基体反应剧烈, τ_5 初生层生长的同时伴随着高温液态钎料对其不断的冲蚀溶解, 使 τ_5 初生层存在很多溶蚀孔洞, 如图 3a 所示, Al 元素能够穿过初生层与不断溶解的钢基体反应, 生长成含有 θ 和 η 相的新层; 而接头界面下部区域热输入较小, 液态钎料温度低, 与钢基体反应时间短, τ_5 初生层形成致密层, Al 元素难以穿过初生层与钢基体进一步反应, 化合物层全部由 τ_5 相构成。

2.4 界面层力学性能

沿垂直界面方向进行了微压痕测试 (压痕位置如图 4a 中 1—5 标识所示), 并测试了母材及焊缝区的显微硬度用于对比分析, 测试结果如图 5 所示. 在界面处显微硬度值发生突变, 化合物层具有高的硬度值, τ_5 相层硬度值最高, 达到 HV1025, $\theta+\eta+\tau_5$ 相层硬度降低了一些, 为 HV835. 在采用 150 和 200 mN 载荷进行微压痕测试时, τ_5 相层压痕处产生裂纹, 如图 6 所示, 证实 τ_5 相是一种硬脆相。

接头 SEM 原位拉伸实验结果显示, 界面层的起裂位

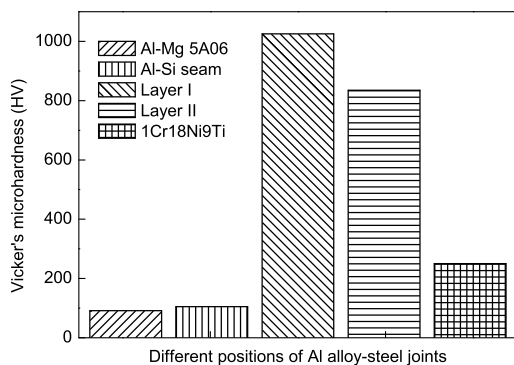


图 5 接头的显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution of Al alloy-steel joints

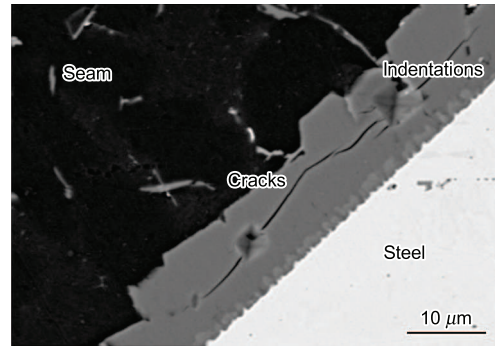


图 6 微压痕引起的化合物层裂纹

Fig.6 Cracks of an intermetallic compound layer by indentation at high loads (150 and 200 mN)

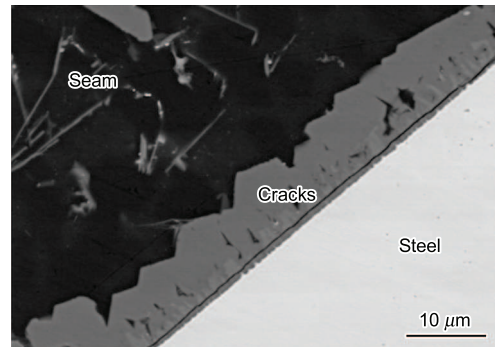


图 7 SEM 原位拉伸中化合物层断裂位置

Fig.7 Fracture positions of an intermetallic compound layer in SEM *in situ* tensile testing

置如图 7 所示, 界面层裂纹起始于 $\theta+\eta$ 相, 并在外力的作用下, 沿 $\theta+\eta+\tau_5$ 相层迅速开裂, 断裂位置说明 θ 和 η 二元相的存在位置是接头的最薄弱处, 而通过添加 Si 元素能够有效地抑制 Al-Fe 相的生长, 虽然生成的 τ_5 相是脆性相, 但是较 θ 和 η 相具有更高的强度, 略微改善了界面层特性, 测得界面层抗拉强度达到 120 MPa。

3 结论

(1) 采用 Al-Si 钎料获得了成形良好的铝合金/不锈钢 TIG 熔-钎焊对接接头, 焊缝/钢基体界面处形成了厚度不均一的金属间化合物层, 界面层从上至下逐渐减薄, 厚度范围为 4—9 μm , 满足界面层的要求 ($\leq 10 \mu\text{m}$), 同时化合物层呈锯齿状, 有利于阻止裂纹扩展, 提高了界面结合强度。

(2) 界面反应层包括两类化合物层, 即靠近焊缝一侧的 τ_5 层和钢基体一侧的 $\theta+\eta+\tau_5$ 层, 通过化合物热力学分析显示, 在界面处首先形成 τ_5 层, 阻挡了液态钎料与钢表面的直接接触反应, 抑制了粗大枝晶状 θ 和 η 相的生长, 同时 τ_5 相生长速率较慢, 界面层的厚度得到有效的控制, 从而说明 Si 元素能够控制 Al-Fe 相层的生长。

(3) 经微压痕测试得, τ_5 层平均硬度值为 HV1025, $\theta+\eta+\tau_5$ 层硬度值为 HV835, 说明 τ_5 较 θ 和 η 相具有更高的硬度值, 同时 τ_5 层压痕处产生裂纹, 证实 τ_5 相是

一种硬脆相。SEM 原位拉伸实验显示, 界面层起裂于 $\theta+\eta$ 相, 并在外力的作用下沿 $\theta+\eta+\tau_5$ 层迅速开裂, 界面层抗拉强度达到 120 MPa.

参考文献

- [1] Mathieu A, Pontevecchi S, Viala J C, Cicala E, Mattei S, Grevey D. *Mater Sci Eng*, 2006; A435/436: 19
- [2] Rathod M J, Kutsuna M. *Weld Res*, 2004; 83(1): 16
- [3] Achar D R G, Ruge J, Sundaresan S. *Aluminium*, 1980; 56: 391
- [4] Рябов В Р ed., trans. by Wang W H, Zhao R X. *Welding and Joining of Aluminum and Its Alloy to Other Metals*. Beijing: China Astronautic Publishing House, 1990: 144 (Рябов В Р 著, 王文衡, 赵瑞湘译. 铝及铝合金与其它金属的焊接. 北京: 中国宇航出版社, 1990: 144)
- [5] Roulin M, Luster J W, Karadenz G, Mortensen A. *Weld J*, 1999; 78(5): 151
- [6] Song W, Saida K, Ando A, Nishimoto K. *Q J Jpn Weld Soc*, 2004; 22: 315
- [7] Liu J B. *Hot-Dip Aluminizing of Steel*. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1995: 9 (刘津邦. 钢材的热浸镀铝. 北京: 冶金工业出版社, 1995: 9)
- [8] Guo J T, Sun C, Tan M H, Li H, Lai W H. *Acta Metall Sin*, 1990; 26: 20 (郭建亭, 孙超, 谭明晖, 李辉, 赖万慧. 金属学报, 1990; 26: 20)
- [9] Gupta S P. *Mater Charact*, 2004; 52: 355
- [10] Ma G, Xia Y M. *Acta Metall Sin*, 2002; 28: 914 (马钢, 夏渊明. 金属学报, 2002; 28: 914)
- [11] Sierra G, Peyre P, Deschaux B F, Stuart D, Fras G. *Mater Charact*, 2008; 59: 1705
- [12] Seifedding S, Johansson S, Svensson I L. *Mater Sci Eng*, 2008; A490: 385
- [13] Gupta S P. *Mater Charact*, 2003; 49: 269
- [14] Matitra T, Gupta S P. *Mater Charact*, 2003; 49: 293
- [15] Du Y, Schuster J C, Liu Z K, Hu R X, Nash P, Sun W H, Zhang W W, Wang J, Zhang L J, Tang C Y, Zhu Z J, Liu S H, Ouyang Y F, Zhang W Q, Krendelsberger N. *Intermetallics*, 2008; 16: 554