2017年6月 June 2017

DOI: 10.19476/j.ysxb.1004.0609.2017.06.014



铝合金/低碳钢点焊界面反应物生长机制

邱然锋 1,2 ,李久勇 1 ,贺玉刚 1 ,石红信 1,2 ,SATONAKAS 3

(1. 河南科技大学 材料科学与工程学院,洛阳 471023;
 2. 有色金属共性技术河南省协同创新中心,洛阳 471023;
 3. 日本熊本大学 自然科学研究科,熊本 860-8555)

摘 要:采用电阻点焊对铝合金与低碳钢进行焊接,分析了接合界面区反应层形貌及分布等显微组织特征。结果 表明:在接合界面上观察到反应物层的生成,其厚度随位置的变化而变化;界面反应物是由靠近铝合金侧的反应 物为 FeAl₃和靠近钢侧反应物为 Fe₂Al₅构成; FeAl₃的生成归结于其生成自由能较低,而 Fe₂Al₅的生长主要因其 结构上在 *c* 轴方向存有大量 Al 原子空位而造成的各向异性扩散。

关键词:铝合金;钢;反应物;点焊

文章编号: 1004-0609(2017)-06-1176-06

中图分类号: TG441.2

文献标志码: A

日趋严峻的环保与能源问题要求汽车车身轻量 化,而汽车轻量化的最主要途径是以铝合金等轻质材 料取代传统的钢铁材料用于汽车车身结构。在这种"钢 +铝"车身结构里,主要承重件仍使用钢铁材料以确 保其安全性,其余覆盖件则采用铝合金以实现车身整 体的轻量化。因此,铝/钢异种金属的连接将不可避免。 为此,国内外诸多学者对铝合金与钢异种材料间的爆 炸焊^[1]、搅拌摩擦焊^[2]、扩散钎焊^[3]、摩擦焊^[4]、熔钎 焊^[5-8]与激光焊^[9-10]等进行了深入研究。已有研究表 明:生成于铝/钢接合界面的金属间化合物是影响接头 性能的主要因素。因此,理解铝/钢异种材料接合界面 区的组织特性及界面反应物生长机理将有助于优化工 艺,进而为获得优质接头提供理论支撑。

不同铝/钢材料组合采用不同焊接方法焊接,其接 合界面生成的反应物种类、形貌及其分布都有所不同。 然而,关于铝合金与低碳钢异种材料电阻点焊界面反 应物生长机制的研究仍鲜见报道。对此,本文作者采 用电阻点焊方法焊接铝合金与低碳钢,在对其接头界 面组织分析的基础上,探讨界面反应物的生长机制。

1 实验

试验材料为 1.0 mm 厚的 A5052 铝合金和 SPCC

低碳钢,其化学组成见表 1。利用固定式交流点焊机 进行焊接。焊接时,为克服熔核偏移,在铝合金板上 附加一枚材质为 SPCC 低碳钢(厚 1.0 mm)的热补偿工 艺垫片。关于热补偿工艺垫片电阻点焊的详细报道见 文献[11]。焊接前,被焊材料和所用热补偿工艺垫片 表面用无水乙醇洗净后烘干。所用点焊参数如下:焊 接电流 10 kA;焊接时间 0.2 s;电极压力 1715 N。所 用电极的端面直径为 6 mm。

焊接后,垂直于接合界面沿焊点直径横切焊接接 头,研磨、抛光其断面。用扫描电子显微镜(SEM)沿 接合面观察界面区微观形貌。在界面区选取试样,经 机械研磨、离子减薄(3 keV Ar⁺)后,用透射电子显微 镜(TEM)观察分析界面区的显微组织与结构。

2 结果与分析

图 1 所示为接头横断面的宏观照片。从图 1 可以 看出,有一个横断面为鼓型的熔核生成于铝合金内, 而在低碳钢内没有观察到熔融的痕迹,这说明接头是 液态铝和固态钢之间形成的。利用扫描电子显微镜沿 铝合金/低碳钢接合界面进行了观察,图 2 所示为界面 区的 SEM 像,其中,图 2(a)、(b)、(c)与(d)所示分别 取自图 2 中 *A*、*B*、*C* 和 *D* 处。

基金项目:国家自然科学基金资助项目(U1204520);河南省高校创新人才支持计划资助项目(16HASTIT050);河南省国际科技合作计划资助项目 (162102410023);河南省高等学校青年骨干教师资助计划项目(2013GGJS-064)

收稿日期: 2016-05-03; 修订日期: 2016-10-12

通信作者: 邱然锋, 副教授; 电话: 0379-64231269; E-mail: qiurf1221@163.com

表1

材料的化学成分

秋日 初州	的化子成刀											
Table 1 Chemical composition of materials (mass fraction, %)												
Material	Cr	Cu	Zn	Mg	V	С	Р	S	Si	Mn	Fe	

Material	Cr	Cu	Zn	Mg	v	C	P	3	51	MIN	re	Al	
A5052	0.19	0.03	0.005	2.2	-	_	_	-	0.09	0.05	0.27	Bal.	
SPCC	-	-	-	-	0.06	0.14	0.04	0.02	0.4	1.0	Bal.	-	



图1 接头横断面宏观照片

Fig. 1 Appearance of joint cross-section



图 2 接合界面区的扫描电镜图像

Fig. 2 SEM images of interface in Fig. 1: (a) Zone A; (b) Zone B; (c) Zone C; (d) Zone D

如图2所示,在铝合金与低碳钢接合界面观察到 了有反应物形成。生成的反应物在焊点外缘处(见图 2(a))呈非连续层状分布;随至焊点中心距离的减少, 反应物逐渐转变为连续层状分布(见图 2(b))。

对连续的反应层,靠近焊点外缘处的反应层/铝合 金界面形貌相对较为平直(见图 2(b)); 靠近焊点中心 的该界面处有指向铝合金侧的微凸起(见图 2(c));至焊 点中心处,界面微突起变得稍微粗大,如同针一样指 向铝合金侧(见图 2(d))。

在形貌上,反应层和低碳钢间的界面凹凸起伏很 大,表现为参差不齐。低碳钢一侧反应物像舌状,指 向低碳钢侧(见图 2(b)和(c))。随至焊点中心距离的减 少,这些舌状反应物块逐渐增大,并且相邻舌状反应 物块间的间隙也逐渐减小。在焊点中心处,相邻的舌 状反应物块彼此接近,整个反应层如图 2(d)所示变为 带状层。

观察结果显示,反应层厚度X也沿界面发生变化。 图 3 所示为反应层厚度在界面上的分布。反应层厚度 测量方法如下:沿界面每隔 100 µm 取一个 30 µm×30 μm 的视野,在每一视野上测量 5 点取其平均值作为 该视野的反应层厚度。反应层厚度在焊点中心处最大, 随距焊点中心距离增加而逐渐减小,直至焊点外周缘 处呈非连续分布。反应层厚度在界面呈中心厚外缘薄 的分布[12]被认为与焊接过程中的温度场有关。

反应层的生长与原子的扩散速率和扩散程度有 关。根据 Arrehenius 公式, 原子扩散系数主要由温度 决定,温度越高,扩散系数越大。而界面区高温停留 时间决定了原子扩散的程度,时间愈长,扩散愈充分。 电阻点焊时,由于母材的热传导作用,焊接区外围的 温度低于焊接中心区的温度, 且焊接区外围高温停留 时间也比中心区域的高温反应时间要短^[13]。这被认为 是反应层厚度沿接合界面变化的原因。接合界面上形 成如此反应物层的铝合金/低碳钢接头抗剪力达 3.95 kN_°

图 4(a)所示为处于焊点边缘的不连续界面反应物 的 TEM 明场像。由图 4(a)可知,界面反应物是由 100~200 nm 微细晶粒构成。图 4(b)显示了该区域反应 物的衍射斑点图像,通过解析得知这些反应物为金属 间化合物 FeAl₃。也就是说, 生成于焊点外缘处的不 连续反应物层主要由微细的 FeAl,构成。



图 3 反应层厚度分布

Fig. 3 Distribution chart of reactant layer thickness





图 5(a)所示为焊点中心附近的界面区 TEM 明场 像。由图 5(a)可知,界面反应物层有两层构成。靠近 铝合金侧是由大小约为 0.2 μm 的细小晶粒组成的反 应物层,其厚度较薄。而靠近低碳钢侧则是由舌状的 粗大晶粒构成的反应物层,其厚度也较厚。界面反应 层的形貌也与图 2 所示的界面区 SEM 像较吻合。通 过对图 5(b)和(c)所示为反应物电子衍射斑点进行解 析,可判断靠近铝合金侧微细的反应物为金属间化合



图 5 界面明场像(焊点中心附近)和反应物衍射斑点 Fig. 5 Bright field image (near weld center) and electron diffraction pattern of reactant: (a) Bright field image; (b) Electron diffraction pattern of FeAl₃; (c) Electron diffraction pattern of Fe₂Al₅

物 FeAl₃,靠近低碳钢侧较为粗大的反应物是金属间 化合物 Fe₂Al₅。

根据 Fe-Al 二元相图^[14]可知, Fe-Al 间金属间化合物有多种。但是,本研究中在界面主要检测出 Fe₂Al₅和 FeAl₃两种平衡相。这是因为在 Fe-Al 系化合物中, FeAl₃ 的生成自由能最低而最容易生成^[7, 14-16]。而 Fe₂Al₅的生成自由能比 FeAl₃的较高,却生成的 Fe₂Al₅ 晶粒较大,其层也较厚。这主要由两种金属间化合物 在生长动力学方面的不同所致。如图 6 所示,在 Fe₂Al₅ 的[001]方向(沿 *c* 轴方向)存在大量 Al 原子空位^[17], 存在浓度差,致使 Al 原子沿该方向扩散速度较大、 其生长速度较大。

图7所示为铝合金/低碳钢点焊界面金属间化合物 生长机制模型示意图。在点焊初期阶段,铝合金与钢



图6 Fe₂Al₅结构示意图

Fig. 6 Structure diagram of Fe₂Al₅



图 7 界面反应物生长示意图

Fig. 7 Schematic explanation of reaction in A5052/SPCC interface: (a) Contact; (b) Formation of FeAl₃; (c) Formation of Fe₂Al₅; (d) Growth of Fe₂Al₅; (e) Formation of bandlike reaction layer

的接触实际依靠表面微凸起进行接触的。进行通电焊 接时,首先电流是从这些微凸起流经的,所以致使这 些微凸起部位温度升高,Al、Fe原子相互扩散。由于 时间较短,当扩散来的原子不能及时向远处扩散,在 界面附近发生聚集,超过其溶解度后,生成了金属间 化合物。

由 Fe-Al 二元相图^[14]可知, Al 在 Fe 中的溶解度 远大于 Fe 在 Al 中的溶解度。而 Al 在 Fe 中的扩散系 数为 D_{Al} =6.79×10⁻¹³ m²/s; Fe 在 Al 中的扩散系数为 D_{Fe} =3.57×10⁻¹⁷ m²/s; Al 在 Fe 中的扩散系数明显较 大^[18]。也就是说, Al 在 Fe 中的溶解度既大又向远处 扩散的快,所以在靠近界面的钢侧不易发生 Al 原子聚 集。相反,在靠近界面的铝合金侧容易发生 Fe 原子的 聚集,而生成金属间化合物。所以,界面金属间化合 物在靠近界面铝合金侧生成(见图 7(b))。由于 FeAl₃ 的生成自由能较低,优先生成。

对于点焊的边缘处,由于散热速度较快,高温停 留时间较短。刚刚在微凸起处生成 FeAl₃,其温度就 迅速下降。所以只生成不连续的 FeAl₃反应层,如图 7(c)所示。

在加热、加压的条件下,微凸起接触点会在极短的时间内发生塑性变形、进而消失,铝合金与钢的接触面积也随之增大。在热的作用下,新的反应物继续 生成,已有的反应物则进行长大,在界面连成层状, 如图 7(c)所示。

在靠近界面的铝合金侧, FeAl₃反应层的生成阻碍 了 Fe 原子向 Al 中的扩散,使 FeAl₃反应层与钢的界 面处发生 Fe 原子聚集,形成富 Fe 区。在热的作用下, 自由能较高的富 Fe 金属间化合物 Fe₂Al₅生成于界面。 如前所述,由于 Fe₂Al₅在[001]方向存在大量 Al 原子 空位、沿该方向的生长速度较大。在新生成 Fe₂Al₅中, [001]方向与接合界面垂直的晶粒生长速率较快,如图 7(d)所示形成舌状组织。原子 Al 和 Fe 在 Fe₂Al₅中的 扩散能分别为 107 和 171 kJ/mol^[14]。与 Fe 原子相比, Al 在 Fe₂Al₅中更易扩散。所以,Fe₂Al₅向钢侧生长。

在焊点中心部位,温度较高、高温停留时间也长, 生成的 Fe₂Al₅反应层较厚。这也减缓了原子垂直于接 合界面方向的扩散,导致反应物 Fe₂Al₅沿该方向生长 的速度减慢。同时,Fe₂Al₅ 晶粒沿平行于接合界面方 向的横向长大,导致相邻的 Fe₂Al₅ 晶粒间的间隙减小, 直至二者接触。这样形成如图 7(e)所示的带状反应物 层。

3 结论

在接合界面上观察到反应物的生成。在焊点外缘处生成的不连续状反应物为 FeAl₃;而在非焊点外缘处,反应物层由两层构成,靠近铝合金侧的反应物为 FeAl₃;靠近钢侧反应物为 Fe₂Al₅。

2)反应层厚度随其在界面上的位置的变化而变
 化,其厚度呈中心厚外缘薄状分布。

3) FeAl₃ 的生成归结于其生成自由能较低,而 Fe₂Al₅的生长主要因其结构上在*C*轴方向存有大量Al 原子空位而造成的各向异性扩散。

REFERENCES

- GUO Xun-zhong, WANG Hui, LIU Zhong-li, WANG Liu-an, MA Fu-ye, TAO Jie. Interface and performance of CLAM steel/aluminum clad tube prepared by explosive bonding method[J]. Int J Adv Manuf Technol, 2016, 82: 543–548.
- [2] DEHGHANI M, AMADEH A, MOUSAVI S A A A. Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel[J]. Materials and Design, 2013, 49: 433–441.
- [3] 吴铭方,司乃潮,陈 健.铝/镀银层/钢的扩散钎焊及界面化
 合物的生长行为[J].中国有色金属学报,2010,20(6):
 1209-1213.

WU Ming-fang, SI Nai-chao, CHEN Jian. Diffusion brazing of Al/Ag plating layer/steel and growth behavior of interface compound[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(6): 1209–1214.

- [4] TABAN E, GOULD J E, LIPPOLD J C. Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization[J]. Materials and Design, 2010, 31: 2305–2311.
- [5] 顾玉芬,李 杰,石 玗,黄健康,樊 丁.铝/钢异种金属电弧熔钎焊焊接接头的腐蚀性能[J].中国有色金属学报,2016,26(4):758-765.
 GU Yu-fen, LI Jie, SHI Yu, HUANG Jian-kang, FAN Ding. Corrosion property of arc welding brazed joint between aluminum and steel[J]. The Chinese Journal of Nonferrous
- [6] BASAK S, DAS H, PAL T K, SHOME M. Characterization of intermetallics in aluminum to zinc coated interstitial free steel joining by pulsed MIG brazing for automotive application[J]. Materials Characterization, 2016, 112: 229–237.

Metals, 2016, 26(4): 758-765.

[7] 陈树海,马 柯,黄继华,夏 军,张 华,赵兴科.钢/铝异 种金属双熔池 TIG 熔钎焊接头的显微组织与力学性能[J].中 国有色金属学报, 2011, 21(12): 3076-3081.

CHEN Shu-hai, MA Ke, HUANG Ji-hua, XIA Jun, ZHANG Hua, ZHAO Xing-Ke. Microstructure and mechanical property of joint by TIG welding brazing with dual weld pools for steel/aluminum dissimilar metals[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(12): 3076–3081.

[8] 宋建岭,林三宝,杨春利,马广超.铝合金/不锈钢预涂层钨 极氩弧熔钎焊接头的特性[J].中国有色金属学报,2009,19(7): 1209-1215.

SONG Jian-ling, LIN San-bao, YANG Chun-li, MA Guang-chao. Characteristics of precoating TIG welding brazing joint of aluminum alloy to stainless steel[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(7): 1209–1215.

[9] 周惦武,李宁宁,刘元利,徐少华,刘金水. 胶层辅助激光焊 双相钢/铝合金接头显微组织与力学性能[J]. 中国有色金属学 报,2015,25(9):2381-2388.

ZHOU Dian-wu, LI Ning-ning, LIU Yuan-li, XU Shao-hua, LIU Jin-shui. Microstructure and mechanical properties of dual phase steel/aluminum alloy laser welding with adhesive layer addition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(9): 2381–2388.

[10] 张丽娟,周惦武,刘金水,徐少华,乔小杰,李 升.钢/铝异
 种金属添加粉末的激光焊接[J].中国有色金属学报,2013,
 23(12): 3401-3409.
 ZHANG Li-juan, ZHOU Dian-wu, LIU Jin-shui, XU Shao-hua,

QIAO Xiao-jie, LI Sheng. Laser welding of steel/aluminum dissimilar metal with power addition[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(12): 3401–3409.

- [11] QIU Ran-feng, SATONAKA S, IWAMOTO C. Mechanical properties and microstructures of magnesium alloy AZ31B joint fabricated by resistance spot welding with cover plates[J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2009, 14(8): 691–697.
- [12] 石红信,邱然锋,张晓娇,尹丹青,于华,张柯柯,里中忍. 铝合金与不锈钢热补偿电阻点焊接头性能研究[J]. 中国机械 工程,2013,24(20):2815-2819.

SHI Hong-xin, QIU Ran-feng, ZHANG Xiao-jiao, YIN Dan-qing, YU Hua, ZHANG Ke-ke, SATONAKA S. Study on performance of aluminum alloy/stainless steel joint welded by thermal compensation resistance spot welding[J]. China Mechanical Engineering, 2013, 24(20): 2815–2819.

- [13] SHEN Jie, ZHANG Yan-song, WANG P C. Nugget shifting in resistance spot welding of multi-stackup sheets[J]. Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2011, 29(3): 133s-137s.
- [14] SHAHVERDI H R, GHOMASHCHI M R, SHABESTARI S, HEJAZI J. Microstructural analysis of interfacial reaction between molten aluminum and solid iron[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2002, 124: 345–352.
- [15] 刘邦津. 钢材的热浸镀铝[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1995: 10-12.

LIU Bang-jin. The hotdip aluminizing of steel[M]. Beijing: [17]

[16] 夏 原,姚 枚,李铁藩. Q235 钢热浸铝初期镀层组织结构 的变化[J]. 金属热处理学报, 1998, 12(2): 34-38.
XIA Yuan, YAO Mei, LI Tie-fan. Initial structure of hot dip aluminizing (HDA) on Q235 steel and its variation behavior[J]. Transaction of Metal Heat Treatment, 1998, 12(2): 34-38.

Metallurgical Industry Press, 1995: 10-12.

- [17] WANG Nan, YAMAGUCHI T, NISHIO K. Interfacial microstructure and strength of aluminum alloys/steel spot welded joints[J]. The Japan Institute of Metals and Materials, 2013, 77(7): 259–267.
- [18] The Japan Institute of Metals and Materials. Metals data book[M]. Tokyo: Maruzen Co. Ltd., 1984.

Growth mechanism of reactants at spot welding interface between aluminum alloy and low carbon steel

QIU Ran-feng^{1, 2}, LI Jiu-yong¹, HE Yu-gang¹, SHI Hong-xin^{1, 2}, SATONAKA S³

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471023, China;

2. Collaborative Innovation Center of Nonferrous Metals, Luoyang 471023, China;

3. Graduate School of Science and Technology, Kumamoto University, Kumamoto 860-8555, Japan)

Abstract: Aluminum alloy and low carbon steel sheets were welded by resistance spot welding. The interfacial characterization was observed and analyzed. The results show that a reactant layer forms at the welding interface; its thickness varies with the position at the welding interface. A reactant layer consisting of Fe_2Al_5 adjacent to steel and $FeAl_3$ adjacent to aluminum alloy forms in the welding interface. Low free energy of $FeAl_3$ is considered to be the reason for its formation at the welding interface, whereas anisotropic diffusion, which resulted from large number of aluminum vacancies along the *c*-axis of the orthorhombic structure of Fe_2Al_5 , is a reason for the growth of Fe_2Al_5 . **Key words:** aluminum alloy; steel; reactants; spot welding

Foundation item: Project(U1204520) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (16HASTIT050) supported by Science & Technology Innovation Talents in Universities of Henan Province, China; Project(162102410023) supported by International Technology Cooperation plan of Henan Province, China; Project(2013GGJS-064) supported by Youth Backbone Teacher Plan of Colleges and Universities in Henan Province, China

Received date: 2016-05-03; Accepted date: 2016-10-12

Corresponding author: QIU Ran-feng; Tel: +86-379-64231269; E-mail: qiurf1221@163.com

(编辑 龙怀中)