Sr、Mg 及热处理对 Al-Si 铝合金焊丝 堆焊层耐磨性的影响

徐 振¹,赵志浩¹,韩东月²,陈庆强¹,王高松¹,崔建忠¹

(1. 东北大学 材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)(2. 华晨汽车集团控股有限公司, 辽宁 沈阳 110044)

摘 要:为了提高 4043 铝合金焊丝堆焊层的耐磨性,在传统 4043 铝合金焊丝成分基础上,添加 Mg 与变质剂 Sr,对 Al-Si-Mg-Sr 合金焊丝焊后堆焊层进行热处理,研究了 Mg、Sr 以及热处理工艺对焊丝焊后堆焊层耐磨性的影响。结果 表明,在 4043 铝合金焊丝中添加变质剂 Sr 可以改变堆焊层组织中共晶硅颗粒的形态; Mg 可以为堆焊组织增加强化相 Mg₂Si; 合理的热处理工艺可以球化共晶硅颗粒,增强共晶硅颗粒与基体的结合能力; 三者的共同作用可以显著提高焊 丝堆焊层的耐磨性。

关键词:铝合金焊丝;堆焊;显微组织;耐磨性;焊后热处理
 中图法分类号:TG146.2⁺1;TG455
 文献标识码:A
 文章编号:1002-185X(2015)05-1264-05

亚共晶 Al-Si 合金因其良好的耐磨性、耐蚀性、 机械强度、比强度及可铸性而广泛应用于航空航天及 汽车工业领域[1-7]。4043 铝合金焊丝是一种应用极为 广泛的亚共晶 Al-Si 系合金焊丝。使用 4043 铝合金焊 丝焊接铝合金结构件时,焊丝熔化后流动性良好,不 易产生结晶裂纹,适用于易产生焊接热裂纹的可热处 理强化铝合金及铸铝的焊接。使用 4043 铝合金焊丝在 材料表面堆焊,可以对部分表面出现划伤与磨损的铝 合金结构(零)件进行修复,提高其表面的耐磨及耐 蚀等性能。有文献^[8-10]显示,金属的显微组织对其耐 磨性有重要的影响,其中基体组织、硬质相的种类和 分布以及内部缺陷等对耐磨性都有不同程度的影响。 大量研究^[11-14]表明,在 Al-Si 合金中添加变质剂,可 以改变共晶硅颗粒的形貌与分布,改善合金组织,提 高合金的耐磨性。在 Al-Si 合金中添加 Mg 可以为合金 提供新的强化相 Mg₂Si, 配合合理的热处理工艺可以 进一步提高合金的强度与耐磨性[15-18]。本实验在传统 4043 铝合金焊丝中添加了微量的 Sr 和 Mg, 研究了 Sr、 Mg以及热处理工艺对焊丝堆焊层金属耐磨性的影响。

1 实 验

实验用 Al-Si 铝合金焊丝直径为 3.1 mm, 堆焊用 母材为厚度 4 mm 的热轧态 6061 铝合金板材, 焊丝及

母材的化学成分如表 1 所示。使用手工钨极惰性气体 保护焊在母材表面堆焊,每种焊丝堆焊出 4 个堆焊试 样,堆焊试样尺寸为 25 mm×25 mm。堆焊前, 机械打磨去除母材表面的氧化膜,之后用丙酮等有机 溶剂清洗母材表面。焊接工艺参数为焊接电流 200 A, 电压 18 V,速率 0.8 mm/s,保护气流量 15 L/min,使 用 100% 氩气保护。Al-Si 铝合金焊丝堆焊试样在 540 ℃下固溶 4 h,在 30 ℃的水中进行淬火处理后立 即放入时效炉中,时效温度分别选定为 140、170 和 210 ℃,时效时间为 12 h。

摩擦磨损试验在 MMW-1 立式万能摩擦磨损试验 机上进行,摩擦磨损盘选用 45 号淬火钢。试验力为 100 N,转速为 100 r/min,磨损时间为 15 min,试验 条件为干摩擦,环境温度为 25 ℃。试验前后均使用电 子分析天平称量试样重量,称量 3 次取平均值,计算 磨损失重。在 3 种焊丝焊后堆焊金属中截取金相试样,

表 1 焊丝及母材的化学成分 Table 1 Chemical compositions of welding wires and

Da	asic met	al (<i>\U</i> /%))			
Material	Si	Sr	Mg	Cu	Cr	Al
1	5.9	_		_	—	Bal.
2	5.9	0.06	_	—	_	Bal.
3	5.9	0.06	0.1	—	_	Bal.
Basic metal	0.5	—	0.9	0.15	0.1	Bal.

基金项目: 中央高校基本科研业务费项目(N120309002, N130709001)

收稿日期: 2014-05-23

作者简介: 徐 振, 男, 1987 年生, 博士生, 东北大学材料电磁过程研究教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819, 电话: 024-83681760, E-mail: neuxuzhen@163.cn

使用机械打磨抛光。使用 Leica DMI5000M 光学金相显微镜进行金相组织观察。采用 JSM-6700F 场发射扫描电子显微镜观察试样的显微组织,结合能谱仪分析进行相的成分分析。使用 SHIMADZU SSX-550 扫描电子显微镜观察堆焊试样摩擦磨损试验后的表面形貌特征。使用 452-SVD 自动转塔数显维氏硬度计测量堆焊层显微硬度。

2 实验结果

2.1 焊丝堆焊层显微组织与力学性能

2.1.1 显微组织

图 1 所示为 3 种铝合金焊丝焊后堆焊层的金相显 微组织。可以看出,合金组织均主要由 a-Al 基体和共 晶硅组成,以非平衡共晶相的形式存在。未添加变质 剂 Sr 的共晶硅组织均为针状,尺寸粗大。随着变质剂 Sr 的加入,合金中共晶硅的形貌发生了巨大变化,由 粗大的针状转变为细小的纤维状。a-Al 相和共晶硅的

界限变得十分清晰,共晶相的分布更加均匀。

图 2 所示为场发射扫描电子显微镜下观察到的 β -Fe (Al₅FeSi)相形貌。可以看出, Al-Si 焊丝堆焊层 组织中的针状共晶硅之间存在粗大的 β -Fe (Al₅FeSi) 相(图 2a)。而添加 Sr 后,粗大的 β -Fe (Al₅FeSi)相 得到明显细化(图 2b)。

2.1.2 力学性能

图 3 所示为 3 种铝合金焊丝堆焊层的硬度测量结果。可以看出,添加 Sr 和 Mg 后,堆焊层硬度提高明显。Sr 和 Mg 同时添加的焊丝堆焊层硬度最大,HV 硬度可达到 727 MPa。

摩擦系数和磨损量是摩擦磨损试验中衡量金属耐磨性优劣的一个重要参数。通常来说,同等试验条件下,材料摩擦系数和磨损量越小,其耐磨性越好。表2为堆焊层摩擦磨损试验摩擦系数与磨损量的汇总表。可以看出,添加 Sr 和 Mg 后,堆焊层的摩擦系数和磨损量明显下降,其中同时添加 Sr 和 Mg 的焊丝堆



图 1 堆焊层的金相显微组织 Fig.1 OM microstructures of the surfacing layers: (a)1#, (b)2#, and (c)3#



图 2 扫描电子显微镜下观察到的β-Fe (AlsFeSi)相及EDS 能谱
 Fig.2 SEM images and EDS spectra of β-Fe (AlsFeSi):

(a,b)1#; (c,d)2# 焊层摩擦系数和磨损量最小。

图 4 所示为 3 种铝合金焊丝堆焊层摩擦磨损试验 后的表面磨损形貌。可以看出,同时添加 Sr 和 Mg 的 堆焊层磨损沟槽最浅。这一结果与磨损量和摩擦系数



图 3 堆焊层的硬度

Fig.3 Hardness of the surfacing layers

表 2 堆焊层摩擦系数及磨损量

 Table 2
 Friction coefficient and wear mass loss of the surfacing layers

Material	Al-Si	Al-Si-Sr	Al-Si-Mg-Sr
Friction coefficient	0.503	0.480	0.446
Mass loss/g	0.0121	0.0109	0.0094



图 4 磨损表面形貌 Fig.4 Morphologies of worn surfaces: (a) 1#, (b) 2#, and (c) 3#

的测量结果相吻合。

2.2 热处理后堆焊层组织与力学性能

2.2.1 显微组织

图 5 所示为 Al-Si-Mg-Sr 合金焊丝堆焊层热处理 后的显微组织。可以看出,原本纤维状的共晶硅颗粒 明显球化。时效温度为 170 ℃的堆焊层中的共晶硅颗 粒球化效果最佳,共晶硅颗粒尺寸最小,数量最多且 呈弥散分布。时效温度为 210 ℃的堆焊层共晶硅颗粒 尺寸粗大,共晶硅颗粒聚集,有些共晶硅颗粒形状甚 至呈现为短棒状,分布不均。

2.2.2 力学性能

图 6 所示为热处理前后 Al-Si-Mg-Sr 焊丝堆焊层 硬度测量结果。可以看出,热处理后的堆焊层硬度变 化明显,经 540 ℃/4h+170 ℃/12 h 热处理后的堆焊层 硬度值最高,HV 硬度为 856 MPa。而时效温度为 210 ℃的堆焊层硬度甚至低于未经热处理强化的堆 焊层硬度。

表3为Al-Si-Mg-Sr焊丝堆焊层热处理前后摩擦系

数与磨损量的汇总表。可以看出,经140 ℃和170 ℃时 效后的堆焊层摩擦系数及磨损量明显减小,而经210 ℃ 时效后摩擦系数反而有所上升。摩擦系数与磨损量变化 规律表明,经170 ℃时效后堆焊层的耐磨性最佳。



图 5 热处理后堆焊层不同时效温度下的显微组织





图 6 热处理前后堆焊层不同时效温度下的硬度

Fig.6 Hardness of the surfacing layer before and after heat treatment at various aging temperatures

表 3 热处理前后 Al-Si-Mg-Sr 焊丝堆焊层的摩擦系数及 磨损量

 Table 3
 Friction coefficient and wear mass loss of the surfacing layers before and after heat treatment

Matarial	Before heat	Aging temperature/°C			
Wateria	treatment	140	170	210	
Friction coefficient	0.446	0.408	0.394	0452	
Mass loss/g	0.0094	0.0073	0.0054	0.0110	

3 分析与讨论

3.1 Sr 对 Al-Si 合金焊丝堆焊层耐磨性的影响

Al-Si 合金焊丝堆焊层具有良好的耐磨性主要是 由于堆焊层组织中含有大量的共晶硅。共晶硅是一种 Al 和 Si 形成的细小而均质的混合物,质地坚硬,通 常可在铸态的铝硅合金的枝晶间区域内观察到。摩擦 磨损试验中, 堆焊层中大量存在的共晶硅颗粒可以在 一定程度上阻碍或减弱摩擦副对 α-Al 基体的划伤。合 金中共晶硅的含量越高且分布越均匀,合金的硬度就 越大,摩擦系数和磨损量越小,耐磨性能越好。Al-Si 合金焊丝中添加变质剂 Sr 后, 共晶硅由粗大的针状转 变为细小均匀的纤维状,有效改善了堆焊层的的显微 组织。Sr 还可以影响合金中的重要杂质相 Fe 相的形 貌,可以有效细化 β -Fe(Al₅FeSi)相,这对提高堆焊 层的耐磨性十分有利。材料磨损过程中,粗大的针状 共晶硅与 β -Fe相可以作为内部应力集中源,为滑动磨 损时的裂纹形核提供位置。Sr 对共晶硅和 β-Fe (Al₅FeSi)相的细化作用可以降低 α-Al 基体与共晶硅 内表面的应力集中以及疲劳表面的分层,因此能够有 效提高堆焊金属的耐磨性。

3.2 Mg 对 Al-Si 合金焊丝堆焊层耐磨性的影响

在 Al-Si 合金焊丝中添加 Mg 后,合金会有 Mg₂Si 相形成。Mg₂Si 相是一种强化相,不仅可以提高合金 的强度,还能在一定程度上改善合金的耐磨性。当 Mg₂Si 相以细小颗粒的形式均匀分布于合金的基体与 晶界上时,可以大幅强化 α-Al 基体。在合金磨损过程 中,Mg₂Si 相可以保护 α-Al 基体,防止摩擦副直接磨 损基体,减弱基体的划伤,最终提高合金的耐磨性。

3.3 热处理对 Al-Si-Mg-Sr 合金焊丝堆焊层耐磨性的 影响

有文献表明^[19],金属在载荷作用下发生滑动磨损 时,裂纹的形核和扩展对摩擦磨损条件下材料的去除 机制有着重要的影响。Al-Si合金中裂纹的形核通常发 生在 *a*-Al 基体和共晶硅颗粒的内表面,故共晶硅颗粒 的形貌对堆焊层的耐磨性能有着非常重要的影响。合 理的热处理可以有效改善堆焊层中共晶硅颗粒的形 态,显著球化共晶硅颗粒。这些大量球化的共晶硅颗 粒可以大幅提高共晶硅与基体的结合强度。结合良好 的共晶硅可以显著提高合金的硬度。此外,球化的共 晶硅呈弥散状分布,这有利于其阻碍裂纹的形核和扩 散,减弱合金的磨损。合理的热处理有助于强化相 Mg₂Si 相析出,进一步提高堆焊层的硬度与耐磨性。 当时效温度较低时(140℃),时效过程中合金内会形 成溶质富集区(即 GP 区),GP 区与基体保持着良好 共格关系,在共格边界附近可以产生弹性应变,阻碍 位错运动,进而提高了合金的强度。但是由于时效温 度较低,这种强化效果无法达到最大。当时效温度为 170 ℃时,合金中形成的 GP 区会进一步富集并趋于有 序化,之后迅速长大成β"相(Mg₂Si),与基体弹性共 格。这种弹性共格可以取得最大的弹性应变。当β"相 长大到一定尺寸时,它的应力场遍布整个基体,其对 位错的阻碍能力也达到最大,此时对合金的强化效果 最佳。当时效温度进一步增加到 210 ℃时,β"相会在 时效的后期转变为稳定的 β 相(Mg₂Si),失去与基体 之间的共格联系, 弹性应变消失, 对位错的阻碍能力 下降,失去了对合金的强化效果。而且,过高的时效 温度会造成球化后的共晶硅颗粒大量聚集,长大,不 再呈弥散分布,降低了共晶硅颗粒对基体的保护作用, 所以此时合金的硬度和耐磨性甚至低于未进行热处理 的堆焊层。

4 结 论

 在 Al-Si 合金焊丝中添加变质剂 Sr,可以使焊 丝堆焊层中的共晶硅形貌由粗大的针状转变为细小均 匀的纤维状,降低了堆焊层的摩擦系数与磨损量,提 高了堆焊层的耐磨性。

2) 在 Al-Si-Sr 合金焊丝中添加 Mg 可以形成 Mg₂Si 相,显著提高堆焊层的硬度,减弱磨损过程中 摩擦副对基体的划伤,强化了堆焊层的耐磨性能。

3) Al-Si-Mg-Sr 合金焊丝堆焊层热处理后,共晶硅 颗粒显著球化。合理的热处理有助于合金中 GP 区的 形成与长大,从而大幅提高了堆焊层的硬度和耐磨性。

参考文献 References

- Jha A K, Sreekumar K. Engineering Failure Analysis[J], 2009, 16(7): 2433
- [2] Grosselle F, Timelli G, Bonollo F. Materials Science and Engineering A[J], 2010, 527(15): 3536
- [3] Tierce S, P & re N, Blanc C et al. Electrochimica Acta[J], 2006, 52(3): 1092
- [4] Gorny A, Manickaraj J, Cai Z H et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2013, 577: 103
- [5] Kasprzak W, Amirkhiz B S, Niewczas M. Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 595: 67
- [6] Wei X W, Luo S, Wang X L. Materials Science and Technology[J], 2012, 28(12): 1479
- [7] Wan Diqing(万迪庆). Rare Metal Materials and Engineering (稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S1): 216
- [8] Zhao Zhihao(赵志浩), Xu Zhen(徐 振), Wang Gaosong(王高

松) et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)[J], 2013, 49(8): 946

- [9] Zhang F Y, Yan M F. Applied Surface Science[J], 2014, 301: 410
- [10] Ma P, Zou C M, Wang H W et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 586: 639
- [11] Ludwig T H, Daehlen E S, Schaffer P L et al. Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 586: 180
- [12] Tsai Y C, Chou C Y, Jeng R R et al. International Journal of Cast Metals Research[J], 2011, 24(2): 83
- [13] Liao H C, Huang W R, Wang Q G et al. Journal of Materials Science and Technology[J], 2014, 30(2): 146
- [14] Samuel A M, Doty H W, Valtierra S et al. Materials and Design[J], 2014, 56: 264

- [15] Sebaie E, Samue A M, Samue F H et al. Materials Science and Engineering A[J], 2008, 486(1-2): 241
- [16] Caceres C H, Davidson C J, Griffiths J R et al. Metallurgical and Materials Transactions A[J], 1999, 30(10): 2611
- [17] Gupta A K, Prasad B K, Pajnoo R K et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2012, 22(5): 1041
- [18] Abdulwahab M, Madugu I A, Yaro S A et al. Materials and Design[J], 2011, 32(3): 1159
- [19] Rajesh S, Anesh, Dwivedi D K. Materials Science and Engineering A[J], 2005, 408(1): 274

Effects of Strontium, Magnesium and Heat Treatment on the Wear Resistance of Surfacing Layer of Al-Si Aluminum Welding Wires

Xu Zhen¹, Zhao Zhihao¹, Han Dongyue², Chen Qingqiang¹, Wang Gaosong¹, Cui Jianzhong¹

Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, China)
 (2. Huachen Automotive Group Holding Co., Ltd, Shenyang 110044, China)

Abstract: In order to improve the wear resistance of surfacing layer of 4043 aluminum welding wires, Mg and Sr were added based on the chemical composition of traditional 4043 aluminum welding wires and the surfacing layer from obtained Al-Si-Mg-Sr welding wires were heat treated. The effects of Mg, Sr and heat treatment on the wear resistance of the surfacing layer were studied. The results show that the morphology of eutectic silicon particles could be changed by Sr and the strengthening phase Mg₂Si appears with the addition of Mg. Meanwhile eutectic silicon particles are spheroidized and their binding ability with the matrix is intensified after the reasonable heat treatment. Therefore, Sr, Mg and heat treatment improve significantly the wear resistance of the surfacing layer together. **Key words:** Al-Si welding wire; surface welding; microstructure; wear resistance; post-weld heat treatment

Corresponding author: Zhao Zhihao, Ph. D., Associate Professor, Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, Tel: 0086-24-83681760, E-mail: zzh@epm.neu.edu.cn