

含 Sc、Ce、Be 的 TiB_2 原位增强焊丝与 4047 焊丝对 SiCp/AlMMCs 的 TIG 焊研究

高 增^{1,2}, 巴现礼¹, 杨环宇¹, 尹聪鑫¹, 牛济泰^{1,2,3}

- (1. 河南理工大学 材料科学与工程学院, 河南 焦作 454000)
(2. 河南省结构功能性金属基复合材料工程技术研究中心, 河南 焦作 454000)
(3. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

摘 要: 使用自制的含 Sc、Ce、Be 的 TiB_2 原位增强焊丝与 4047 焊丝分别对 T6 态 SiCp/AlMMCs 进行 TIG 焊。分析了接头的力学性能、显微组织以及断口形貌和第二相粒子分布。结果表明: 2 种焊丝的焊缝成型优良, 4047 焊丝成型更加美观; 焊缝中 SiC 颗粒较少, 存在严重贫瘠区, 未发现明显的 Al_4C_3 脆性物; 显微组织都为枝晶组织, 但 4047 接头焊缝枝晶粗大, TiB_2 接头焊缝晶粒细小, 稀土元素 Sc、Ce、Be 起到了细化晶粒的作用, 且 TiB_2 粒子在焊缝中分布均匀; 2 种接头的 HV 硬度值在焊缝中心两侧近似呈对称分布, 焊缝区硬度最低, 平均值分别为 716、600 MPa, 热影响区硬度的“过时效”现象明显; TiB_2 接头的抗拉强度明显优于 ER4047 接头, 平均强度达到 171.88 MPa, 相对于 4047 接头强度提高 40.03%, TiB_2 粒子起到了原位增强的作用; TiB_2 接头断口中气孔较少, 为韧-脆性混合性断裂, 韧窝中第二相粒子较多; 4047 接头断口中气孔较多, 为韧性断裂, 韧窝中第二相粒子较少。

关键词: SiCp/6061Al 复合材料; TIG 焊; 原位增强; 稀土元素; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TB333; TG444+.74

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)10-3465-07

SiC 颗粒增强铝基复合材料 (SiCp/AlMMCs) 作为一种多相固体材料, 具有比传统材料更加优异的性能, 如强度高、尺寸稳定性好、良好的耐磨性和抗蠕变强度等, 可以满足人们对材料性能苛刻的需求。近年来, 在航空、航天、汽车制造等领域获得非常广泛的应用^[1-4]。并且, 中国的铝资源丰富, SiC 颗粒的来源广泛, 制备成本相对较低, 使 SiCp/AlMMCs 成为该领域中最有发展潜力的材料之一, 吸引了无数专家学者的密切关注和深入探究。但是, 由于基体铝合金与增强相之间的物理、化学性质差异很大, 制成工程构件时相互间的连接困难, 导致这种工程材料的实际应用和产业化受到限制, 因此提高焊接性是其推广应用的一个重要途径^[5,6]。在众多方法中, 熔化焊中的钨极氩弧焊 (TIG) 的焊接成本低、操作简便灵活, 可以焊接不规则形状和结构复杂的工程构件, 达到高品质焊接的效果, 有利于零件的灵活设计, 将是助力铝基复合材料普遍应用的焊接方法之一^[7]。

SiCp/AlMMCs 在 TIG 焊时存在焊缝成型困难、容易形成 Al_4C_3 脆性物、焊缝中缺乏增强相、强度不高、

缺少适用该种材料焊接的专用焊丝等问题。冀国娟^[8]、周广涛^[9]、程东锋^[10]等人分别采用添加钛合金片、含钛粉的药芯焊丝、含有 SiC 增强相的实芯焊丝等对铸态下的 SiCp/AlMMCs 进行原位增强焊接, 一定程度上改善了接头的性能。本研究以 TIG 焊的方式, 采用硅含量较高的 4047 焊丝和自制的含有 Sc、Ce、Be 等稀土元素和 TiB_2 原位增强相的焊丝对 T6 热处理状态下的 10%SiCp/6061AlMMCs 进行焊接, 探究材料的焊接性能与工艺适应性, 为今后更好地解决该材料的工程应用问题和适用于该种材料焊接的新焊丝的研发提供一定的参考依据。

1 实 验

选用粉末冶金、挤压等工艺制备的 SiCp/AlMMCs 板材为焊接对象。SiC 颗粒直径为 10~20 μm , 体积分数为 10%, 在基体中分布均匀, 经 T6 热处理后强度为 360 MPa。显微组织如图 1 所示。

焊前对板材 (200 mm×50 mm×4 mm) 进行打磨与清洗, 去除材料表面可能存在的氧化膜与油污, 而后

收稿日期: 2019-10-26

基金项目: 河南省科技攻关项目 (182102210312); 河南省高等学校重点科研项目 (15A430007)

作者简介: 高 增, 男, 1983 年生, 博士, 讲师, 河南理工大学材料科学与工程学院, 河南 焦作 454000, 电话: 0391-3986901, E-mail: mrgaozeng@163.com

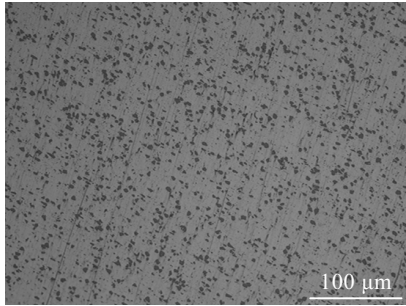


图 1 SiCp/AlMMCs 的显微组织
Fig.1 Microstructure of SiCp/AlMMCs

开 60°坡口, 以对接的方式分别用直径为 2.4 mm 的 4047 焊丝和自制的 TiB₂ 增强焊丝进行焊接, 获得成形良好的接头。经多次调试选定成形较好的焊接参数: 电流 100~130 A、焊速 150~200 mm/min、氩气纯度 99.9%、气流量 15 L/min。6061 铝合金、4047 焊丝和 TiB₂ 增强焊丝的成分如表 1 所示。

使用 DK7745 型电火花线切割机分别切取加工金相和拉伸试样; 使用 CMT5105 型微机控制电子万能试验机和显微维氏硬度仪测定接头的力学性能; 使用

PG-2D 型金相试样抛光机对试样进行抛光处理; 使用 OLYMPUS-CK40M 倒置式光学金相显微镜, JSM-6510 型扫描电镜和配套的 EDS 能谱设备观察和分析接头的显微组织与断口形貌。拉伸试样和硬度取点示意图分别如图 2 和 3 所示。

2 结果与分析

2.1 接头的宏观形貌

接头的宏观形貌如图 4 所示。由图 4 可知, 2 种焊丝焊接该种材料的焊缝成型良好, 但都有微小的变形。主要是由于铝的线膨胀系数大, 凝固收缩率也较大, 焊接时容易产生变形。其中 4047 接头焊缝明亮、焊渣较少、成型更加美观。TiB₂ 接头焊缝呈灰暗色, 边缘有“渣”出现, 不能形成明显的鱼鳞纹形状。主要是由于 4047 焊丝中的 Si 含量为 11%~13%, 焊接时熔池的流动性更好, 能够更好地促进焊缝的成型。而 TiB₂ 焊丝中 Si 含量在 8%~10%, 其成型良好的原因一方面是稀土元素 Sc、Ce、Be 对 O 的亲合力大于 Al 与 O 之间的亲合力, 将会在界面发生微弱的化学反应, 其中主要的化学反应为:



表 1 6061 铝合金、4047 焊丝和 TiB₂ 增强焊丝的成分

Table 1 Composition of 6061 aluminum alloy, 4047 welding wire and TiB₂ reinforced wire (ω/%)

Material	Si	Fe	Cu	Mg	Cr	Mn	Zn	Ti	TiB ₂	Ce	Sc	Be	Al
6061Al	0.4~0.8	0.36	0.26	1.00	0.20	0.15	0.01	0.15	-	-	-	-	Bal.
ER4047	11.0~13.0	0.80	0.30	0.10	-	0.15	0.20	-	-	-	-	-	Bal.
TiB ₂ wire	8.0~10.0	0.14	2.00	0.20	-	-	0.06	-	2.50	0.30	0.25	0.03	Bal.

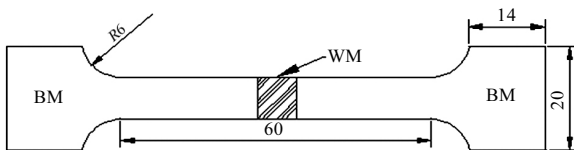


图 2 拉伸试样尺寸图
Fig.2 Size diagram of tensile specimen

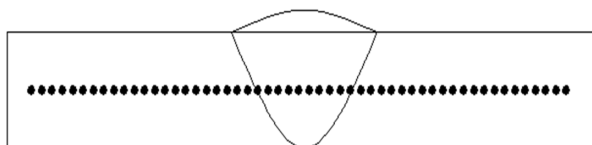


图 3 硬度打点示意图
Fig.3 Schematic diagram of hardness marking

化铝薄膜, 使施焊更加容易, 有利于焊缝的成型。另一方面是 TiB₂ 颗粒不与铝反应, 并且与铝有一定的润湿性, 对焊缝成型有一定的积极作用。

2.2 接头的显微组织

接头焊缝的显微组织如图 5 所示。由于 TIG 焊熔池的体积不大, 两侧被未熔化的复合材料所包围, 因此熔池内所形成的温度梯度很大, 即焊缝是在极大的过冷度条件下冷却结晶而形成的非平衡组织。由图 5a 和 5c 可知, 焊接时从热影响区→熔合区→焊缝区熔入的 SiC 颗粒并不多, 即便是在熔池流动性较好的 4047 接头的焊缝中, 仍然存在严重的 SiC 增强相贫瘠区, 说明焊缝中主要是填充材料的成分。相比而言, TiB₂ 接头的焊缝中尽管缺少 SiC 增强相但却通过焊丝中的 TiB₂ 颗粒弥补了这一缺陷, 使接头得到了强化, 这是 TiB₂ 接头强度明显高于 4047 接头的主要原因之一。

由图 5b, 5d 可知, 2 种接头焊缝都为典型的树枝晶

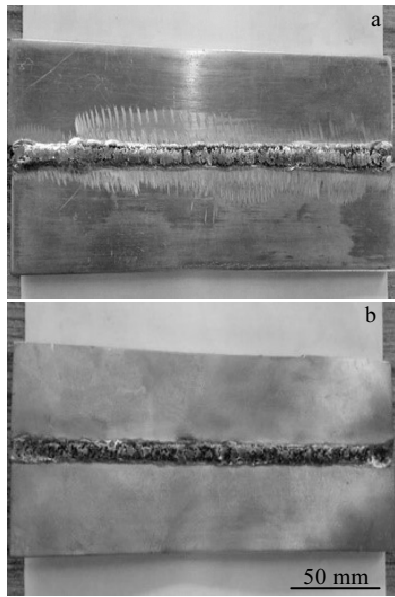


图 4 接头的宏观形貌

Fig.4 Macro-morphologies of 4047 joint (a) and TiB₂ joint (b)

组织, 枝晶发达, 焊缝主要以 $\alpha(\text{Al})$ 固溶体为基体, 在 $\alpha(\text{Al})$ 的晶界和枝晶间主要分布着 $\alpha(\text{Al})+\text{Si}$ 的二元共晶。其中 4047 接头焊缝晶粒组织较大, TiB₂ 接头焊缝的晶粒相对细小, 在熔合区为沿着散热方向形成的联生结晶形式的柱状晶组织。另外, 还存在一些夹杂和气孔等缺陷。

TiB₂ 接头焊缝晶粒相对细小, 主要是由于焊丝中添加了 Sc、Ce 等稀土元素的作用。Sc 和 Al 具有相似的几何晶体, 可以通过与 Al 反应, 形成高强度的 Al₃Sc 相, 由于 Al₃Sc 相的晶格常数 ($a=0.4105 \text{ nm}$) 与 Al 的晶格常数 ($a=0.405 \text{ nm}$) 相差 0.0055 nm , Al₃Sc 相能够通过非均质形核进而达到细化晶粒的目的。而 Ce 与 Al 的电负性差值 (0.4) 较大, 当 Ce 与 Al 接触后容易形成金属间化合物 Al₄Ce 相, 在焊缝凝固结晶时, 部分 Al₄Ce 相可以通过阻碍枝晶生长, 使枝晶溶断、游离从而细化 $\alpha(\text{Al})$ 相^[11,12]。

有研究表明, 第二相质点的数量多少对晶粒的尺寸也有一定程度的影响, 且晶粒长大的极限尺寸与第二相质点的体积分数和半径有如下关系^[13]:

$$d = \frac{4}{3} \frac{r}{f(1 + \cos \alpha)} \quad (2)$$

式中, d 为晶粒长大的极限尺寸, f 为质点的体积分数, r 为质点半径, α 为取决于质点性质的定值。

可知, TiB₂ 接头中 TiB₂ 颗粒的加入, 使焊缝中质点的体积分数增大, 从而抑制晶粒长大的极限尺寸的增加。Sc、Ce、Be 等稀土元素与 TiB₂ 质点共同作用, 阻碍晶粒的生长和长大, 从而起到细晶强化的作用, 提高接头的力学性能。

影响 SiCp/AlMMCs 熔化焊接头力学性能的常见问题是发生界面反应(3)、(4)^[14], 生成 Al₄C₃ 脆性物:

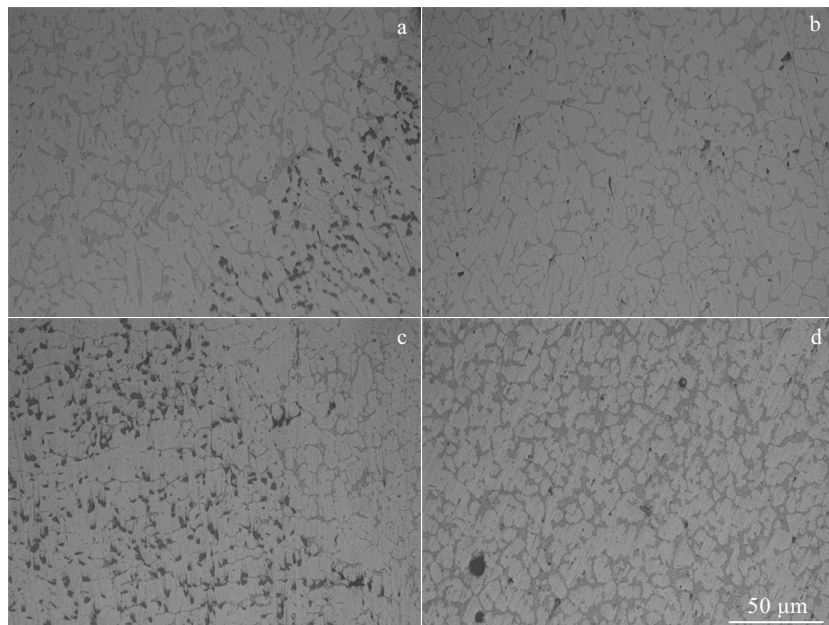
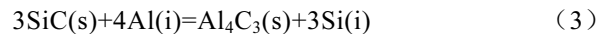


图 5 接头焊缝的显微组织

Fig.5 Microstructures of 4047 joint melting zone (a) and weld area (b); TiB₂ joint melting zone (c) and weld area (d)

$$\Delta G = 113900 - 12.06T \ln T + 8.92 \times 10^{-3} T^2 + 7.53 \times 10^{-4} T^3 + 21.5T + 3RT \ln \alpha_{[Si]} \quad (4)$$

其中, $\alpha_{[Si]}$ 为液态 Al 中 Si 的活度, R 为气体常数, T 为绝对温度。

但从接头的微观组织可知, 焊缝中特别是熔合区 SiC 颗粒的周围均没发现明显的 Al_4C_3 相生成。由式(3)和(4)可知, Si 的活度是影响反应发生程度的主要因素, 一定条件下, 反应自由能 ΔG 随温度的增加而减小, 温度一定时, 提高 Si 的活度使自由能 ΔG 趋向于 0, 即抑制该反应的发生。由于 2 种焊丝中 Si 含量较多, 特别是 4047 接头, 11%~13% 的硅熔化在熔池中, 一方面使 SiC 颗粒被大量熔化的 Si 所包围, 另一方面使反应中的硅处于饱和状态, 抑制该界面反应发生, 从而导致焊缝中的 Al_4C_3 脆性物较少甚至没有。

从接头的金相显微组织中并不能发现明显的 TiB_2 颗粒, 故对 TiB_2 接头焊缝进行 EDS 面扫描, 主要元素分布如图 6 所示。由于 6061 铝合金自身含有一定量的 Ti 元素, 故以 B 元素的分布表示增强相 TiB_2 。由 B 元素分布图可知, TiB_2 颗粒在焊缝中分布较为均匀。主要由于稀土元素 Ce、Sc、Be 改善了颗粒与基体的润湿性, 降低了表面能, 从而减少了团聚现象的发生。均匀分布的 TiB_2 颗粒也足以弥补焊缝中增强相贫乏的缺陷。对点 A 做 EDS 点扫描发现, 成分为 B39.1%、Ti24.3%、Si19.1%、Al16.0%、Cu1.5%。说明 A 处为分布在 Al-Si 共晶上的 TiB_2 颗粒, 也说明部分 TiB_2 粒

子在凝固时被推移到晶界中。

从图 6 中发现, Si、Cu 元素大都偏析到晶界上, 晶内溶质元素的分布不够明显, 存在严重的晶界偏析现象, 且分布十分不均匀。Si 元素主要是由填充材料而来, 以 Al-Si 共晶的形式存在, Cu 元素主要是焊接时熔化的 Cu 在熔池中的不均匀流动和凝固时的不均匀扩散导致的。焊缝中溶质元素的偏析遵从 Sheil 定律^[15]:

$$C_s = K_0 C_0 (1-g)^{K_0-1} \quad (5)$$

式中, C_s 为凝固物质的溶质元素的含量, C_0 为原始合金的起始溶质元素含量, K_0 为 Cu 元素的平衡分配系数, g 为已凝固金属所占的百分比。

Cu 元素的分配系数 K_0 小于 1, 当 $g=0$ 时, 枝晶中心开始凝固, 此时溶质元素含量比较低。随着凝固的进一步进行, g 值增加, 凝固金属中溶质元素的含量随之增加, 最后凝固的即为晶界共晶相。对其对应的 SEM 图中 B 处进行 EDS 成分测定为: Al41.3%、Cu28.2%、C23.1%、B7.4%, Al、Cu 元素较多且比例近似接近 2:1, 推测其可能是 θ 相 $CuAl_2$ 。

2.3 接头的硬度

2 种接头和母材的显微硬度曲线如图 7 所示。由图 7 可知, 母材的硬度十分均匀, 为 1100 MPa。4047 接头焊缝的平均硬度为 600 MPa, 焊缝区宽度约在 6 mm, 在距离焊缝中心左右两侧 12 和 11 mm 时硬度分别达到最低值, 为: 737、754 MPa, 而后分别在 15 和 13 mm 左右达到稳定值 1033 MPa。 TiB_2 接头焊缝

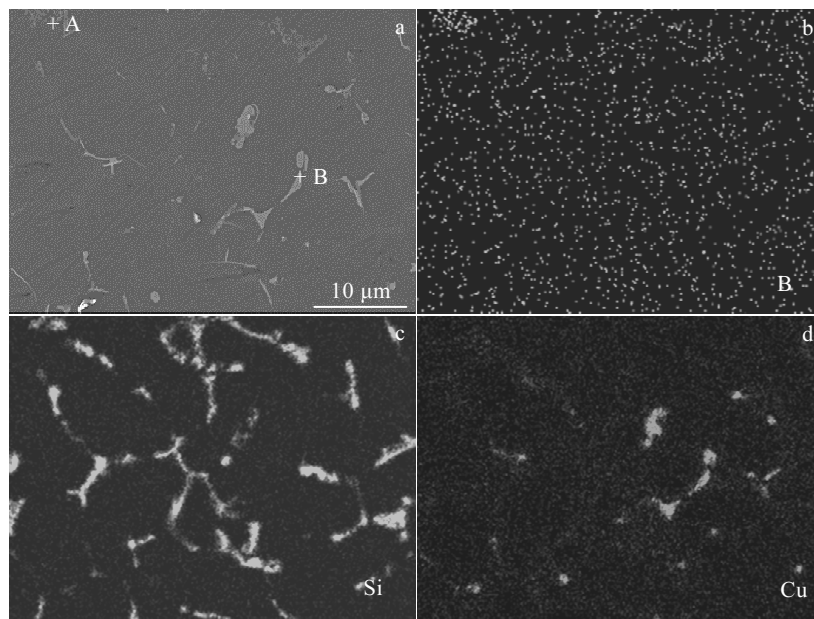


图 6 TiB_2 接头的 EDS 面扫描

Fig.6 Microstructure (a) and EDS mapping of element B (b), Si (c), Cu (d) for TiB_2 joint

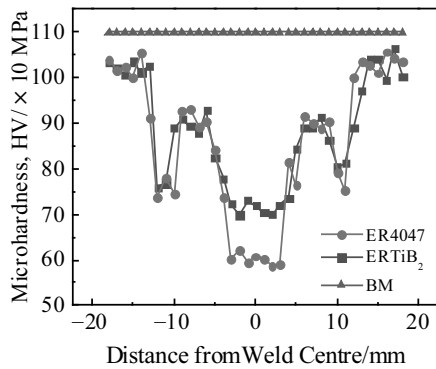


图 7 接头和母材的显微硬度

Fig.7 Microhardness of joints and master materials

的平均硬度为 716 MPa, 焊缝区宽度约在 7 mm。在距离焊缝中心左右两侧 11、10 mm 处达到最低值 759、803 MPa, 14 mm 左右时开始趋于稳定值 1012 MPa。焊缝中心两侧都呈先增加后降低然后上升到趋于稳定值的趋势, 近似呈对称分布, 但都存在明显的软化区。

在焊缝区, TiB₂ 接头硬度明显高于 4047 接头焊缝的主要原因是由于增强相 TiB₂ 粒子本身硬度非常高, 且大量存在于 TiB₂ 接头的焊缝区, 当使用显微硬度计测定时, 接头所受的正压力会通过传递作用一定程度地转移到 TiB₂ 粒子上, 因而可以承载更多的压力, 具有相对更高的硬度值。

2 种接头的热影响区由淬火区和软化区构成。由于基体 6061 铝合金属于 Al-Mg-Si 合金, 其中的 Mg 与 Si 形成 Mg₂Si 而固溶于 α (Al) 中。由 Al-Mg₂Si 相图可知, 在热影响区的母材由于受到焊接热循环的作用进而发生第二相的脱溶, 脱溶的过程为 α (Al) \rightarrow GP \rightarrow β' \rightarrow β (Mg₂Si), 即 α (Al)_{过饱和} \rightarrow α (Al)_{饱和} + β (Mg₂Si)。在淬火区, 铝合金中主要为 Mg 和 Si 偏聚形成的与 α (Al) 共格或半共格的 GP 区以及随后而转变的过渡相 β' , 促使硬度得到强化。而在软化区, 由于 β' 相不断地长大和粗化, 形成平衡相 β (Mg₂Si), β (Mg₂Si) 与 α (Al) 呈完全非共格关系, 晶格畸变最小, 已基本不具有强化效果, 进而导致硬度降低, 形成软化区^[16]。由于接头是处于热循环作用下的自然冷却时效过程, 不如原有的人工时效的效果好, 因此不管是淬火区的硬度还是接头最后趋于稳定的硬度都低于母材硬度。

2.4 接头的抗拉强度

2 种接头各取 3 个试样的拉伸试验结果如表 2 所示。试验时接头几乎都在焊缝处断裂, 说明焊缝处的力学性能最差。由表 2 知, 4047 接头最高强度为 131.92 MPa, 平均值为 122.74 MPa, TiB₂ 接头的最高强度为

表 2 接头的抗拉强度

Table 2 Tensile strength of joints (MPa)

Joint	1#	2#	3#	Mean
4047	131.92	116.24	120.05	122.74
TiB ₂	179.54	170.27	165.83	171.88

179.54 MPa, 平均值为 171.88 MPa, 相比而言, 后者比前者增加了 40.03%, 大大提高了接头的抗拉强度。尽管 4047 接头焊缝成型较好, 但由于焊缝中增强相 SiC 含量较少, 且分布不均, 因此强度较低。而 TiB₂ 接头焊缝中有 SiC、TiB₂ 2 种增强相, 相比而言, 增强相的分布更加均匀。另外, 由于焊缝中 Sc、Ce、Be 等稀土元素的添加, 一定程度上起到了细化焊缝晶粒的作用。细小的晶粒和均匀分布的第二相 TiB₂ 粒子对位错运动有着更强的阻碍作用, 在试验时可以减少应力集中或者受力不均匀对接头性能的影响。同时 Sc、Ce、Be 等稀土元素又可以通过析出氢, 净化熔池, 提高接头焊缝的致密度, 这些原因共同导致了 TiB₂ 接头在拉伸时可以承载更多的拉伸应力, 促进强度的明显提高, 也说明焊缝中的 TiB₂ 粒子起到了原位增强的作用。

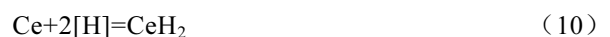
2.5 接头的断口形貌

2 种接头的断口形貌如图 8 所示。由图 8a, 8d 可知, 4047 接头断口中存在大量的气孔, 直径在 40~100 μ m; TiB₂ 接头的断口中气孔较少, 且直径在 20~50 μ m。主要是由于该复合材料表面的氧化膜中存在一定量的孔隙, 一定空气湿度下可以形成含水氧化膜 Al₂O₃·H₂O, Al₂O₃·3H₂O, 在 TIG 焊时含水氧化膜分解为 [H], 反应式如下^[17]:



在焊接高温作用下, 氢在铝中的溶解度十分大, 但是熔池的结晶速度很快, 分解的原子氢 [H] 在熔池中来不及逸出, 即形成氢气孔。

TiB₂ 接头中的稀土元素 Ce、Sc、Be 可以通过吸附和溶解大量的氢而去除氢气, 同时稀土元素与氢具有很强的化学亲和力, 可以形成稳定的氢化物, 如 Ce 可以通过如式(9)和(10)的反应形成 CeH₂:



这是 TiB₂ 接头断口中气孔较少的主要原因。较少的气孔, 使接头更加致密, 力学性能更高。

由图 8b 知, 4047 断口中韧窝较多, 尺寸在 4~8 μ m, 近似等轴韧窝, 说明接头属于典型的韧性断裂, 部分韧窝中有大量的积聚物和第二相粒子, 对图 8b 方形区

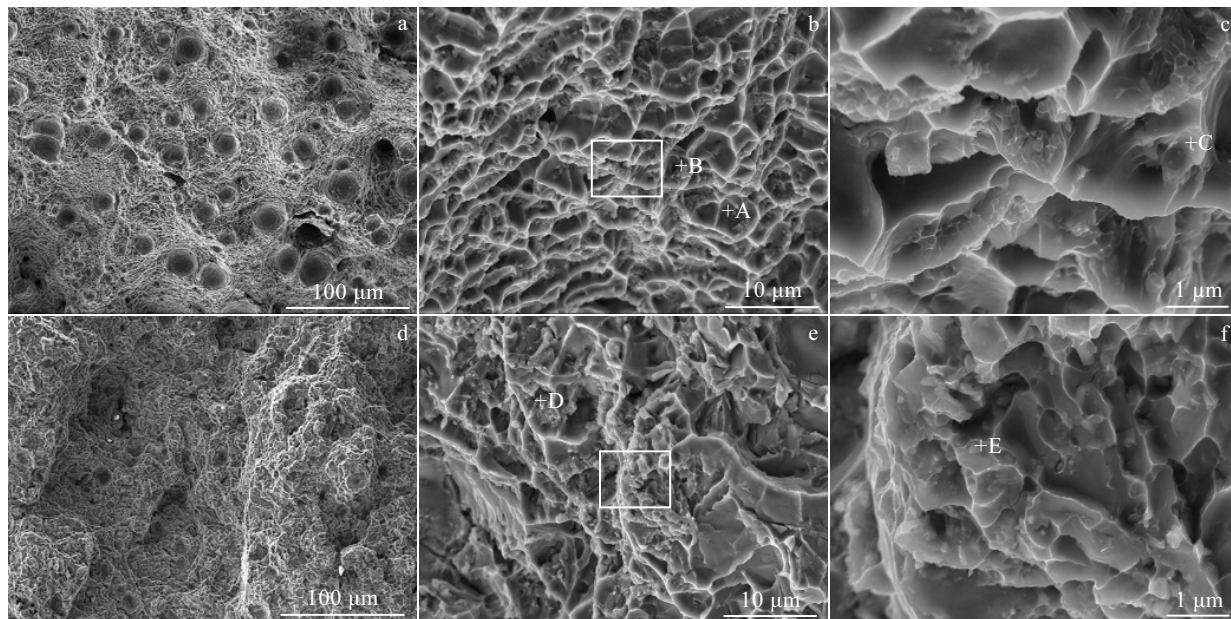


图 8 2 种接头的断口形貌

Fig.8 Fracture morphologies of 4047 joint (a~c) and TiB₂ joint (d~f)

进行高倍下观察（图 8c）发现，大韧窝中分布着多个小韧窝，小韧窝底部无第二相颗粒物，但韧窝边缘有少量小贴壁物。由图 8e 知，TiB₂ 接头断口中存在部分韧窝，但尺寸相差较大，并有层片状结构和颗粒物积聚区出现，属于韧-脆性混合断裂，高倍下（图 8f）发现，韧窝中的第二相颗粒物较多。

分别对 4047 断口中第二相粒子 A，积聚物 B、贴壁粒子 C 和 TiB₂ 接头断口中积聚物 D、韧窝中的第二相粒子 E 进行 EDS 成分分析，其元素成分如表 3 所示。由表 3 发现，4047 接头断口中的第二相粒子和积聚物的成分几乎相同，但与贴壁粒子不同。据成分推测第二相粒子和积聚物可能为 Al+SiC+Fe₃Al 或者 Al+Al₄C₃+AlFeSi 相，贴壁粒子可能为 Al+Al₄C₃+SiC。TiB₂ 接头断口中的积聚物 D 与第二相粒子 E 成分相近，但 D 中含有更多的 Al，推测其可能分别为 Al+Al₄C₃+TiB₂、Al+SiC+TiB₂，即韧窝中的粒子可能是增强相粒子，而

积聚物是大量第二相粒子偏聚而成。

3 结 论

1) 4047 焊丝焊接 10%SiCp/6061AlMMC 焊缝成型较好，但接头强度不高。TiB₂ 焊丝焊接该种材料焊缝成型良好，平均强度达 171.88 MPa，焊接适应性更好。

2) 2 种接头的显微组织中都存在严重的 SiC 颗粒贫瘠区。4047 接头焊缝枝晶粗大，TiB₂ 接头焊缝枝晶相对细小，TiB₂ 增强相在焊缝中分散均匀，稀土元素 Sc、Ce、Be 起到了细化晶粒的作用。

3) 4047 与 TiB₂ 接头的硬度在焊缝中心两侧几乎呈对称分布，最低值都在焊缝区，分别为 600，716 MPa，热影响区存严重的软化现象。

4) 4047 接头断口中气孔较多，呈韧性断裂，韧窝中第二相粒子较少。TiB₂ 接头断口中气孔较少，呈韧-脆性混合性断裂，韧窝中第二相粒子较多。

表 3 图 8 接头断口中不同区域的 EDS 分析

Table 3 EDS results for different areas of fractures of joints in Fig.8 (ω/%)

Area	Al	B	C	Si	Cu	Ti	Fe
A	74.6	-	10.2	5.6	1.2	-	8.4
B	74.6	-	10.0	6.7	0.7	-	8.0
C	47.1	-	49.1	3.7	0.1	-	-
D	50.7	20.0	17.7	1.7	1.4	8.6	-
E	32.5	23.4	21.8	13.5	0.9	7.8	0.1

参考文献 References

[1] Zhu Dezhi(朱德智), Qi Longfei(戚龙飞), Ding Xia(丁霞) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(2): 614

[2] Wang Bo, Zhao Shan, Ojima Fumihiko et al. *Ceramics International*[J],2017, 43(2): 2867

[3] Kalaiselvan K, Murugan N, Parameswaran S et al. *Materials and Design*[J], 2011, 32(7): 4004

- [4] Zhu Xiaomin, Yu Jiakang, Wang Xinyu *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(7): 1686
- [5] Wang Chen(王 晨), Wang Beibei(王贝贝), Xue Peng(薛 鹏) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(1): 149
- [6] Liu Meitan(刘政潭), Cai Xusheng(蔡旭升), Li Guoqiang(李国强) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(4): 1040
- [7] Huang Jiankang(黄健康), Chen Huizi(陈会子), Yang Maohong(杨茂鸿) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2019, 40(6): 7
- [8] Ji Guojuan(冀国娟). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2002
- [9] Zhou Guangtao(周广涛). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2004
- [10] Cheng Dongfeng(程东锋). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Zhengzhou: Zhengzhou University, 2009
- [11] Zhou Hua(周 华), Rao Mao(饶 茂), You Wen(游 文) *et al.* *Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2011(1): 4
- [12] Huang Zhenghua(黄正华), Guo Xuefeng(郭学锋), Zhang Zhongming(张 忠明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(3): 375
- [13] Song Weixi(宋维锡). *Metallography*(金属学)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2013: 207
- [14] Niu Jitai, Pan Longxiu, Wang Muzhen *et al.* *Vacuum*[J], 2006, 80(11): 1396
- [15] Xu Lianghong(许良红), Tian Zhiling(田志凌), Peng Yun(彭云) *et al.* *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2008(3): 456
- [16] Wang Wei(王 伟), Wang Hao(王 浩), Chen Hui(陈 辉) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2019, 40(7): 55
- [17] Li Hui(栗 慧), Zou Jiasheng(邹家生), Yao Junshan(姚君山) *et al.* *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2018, 39(3): 89

TIG Welding of SiCp/AlMMCs Filled with Sc, Ce, Be Contained TiB₂ in Situ Reinforced Wire and 4047 Wire

Gao Zeng^{1,2}, Ba Xianli¹, Yang Huanyu¹, Yin Congxin¹, Niu Jitai^{1,2,3}

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, China)

(2. Engineering Research Center for Structural and Functional Metal Matrix Composites in Henan Province, Jiaozuo 454000, China)

(3. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The TIG welding of T6 state SiCp/AlMMCs was carried by using self-made TiB₂ in situ reinforcement and 4047 welding wire as filling materials. The mechanical properties, microstructure, fracture morphology and second phase particles of T6 state SiCp/AlMMCs joints were analyzed. The results show that the weld forming of the two kinds of welding wires is excellent, and the weld of 4047 welding wire is more artistic. The SiC particles in the weld are less, there is a serious barren zone, and no obvious Al₄C₃ brittleness is found. Their microstructures are dendritic structure, but the dendritic grain of 4047 joint is coarse, while the grain of TiB₂ joint is fine, because of the refining effect of the rare earth element Sc, Ce, Be, and the TiB₂ particles distribute evenly in the weld. The hardness values of the two joints are approximately symmetrical on both sides of the center of the weld, and the hardness of the weld zone is the lowest, whose average value is 716 and 600 MPa, respectively. The ‘overaging’ phenomenon of the hardness in the heat affected zone is obvious. The tensile strength of TiB₂ joint is obviously better than that of 4047 joint, and its average strength is 171.88 MPa, which is 40.03% higher than that of 4047 joint, and it is attributed to the in-situ strengthening role of TiB₂ particles. The pores in the fracture surface of TiB₂ joint are few, which is tough-brittle mixed fracture, and there are more second phase particles in the dimple; while there are more pores in the fracture surface of the 4047 joint, which is ductile fracture, and a few second phase particles exist in the dimple.

Key words: SiCp/6061Al composites; TIG welding; in situ reinforcement; rare earth elements; mechanical properties; microstructure

Corresponding author: Gao Zeng, Ph. D., Lecturer, School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454000, P. R. China, Tel: 0086-391-3986901, E-mail: mrgaozeng@163.com