

A356Al/TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料的 搅拌摩擦焊

Friction Stir Welding of TiB₂ Particulate A356
Aluminum Alloy Composite

李敬勇, 赵 勇, 陈华斌

(江苏科技大学材料科学与工程学院, 镇江 212003)

LI Jing-yong, ZHAO Yong, CHEN Hua-bin

(School of Materials Science and Technology,
Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

摘要: 采用纯机械化的固相连接技术——搅拌摩擦焊成功地焊接了应用原位反应合成法制造的铸态 A356Al/6.5% TiB₂ (体积分数) 颗粒增强铝基复合材料, 与铝合金相比, 铝基复合材料搅拌摩擦焊的焊缝质量对焊接参数更为敏感。该连接方法在较低温度下实现铝基复合材料的焊接, 避免了基体铝合金与增强相之间的化学反应, 同时在搅拌头机械搅拌、挤压和摩擦热的共同作用下, 焊缝区基体材料的晶粒和增强相被破碎并形成再结晶晶核, 细化了组织结构, 增强相分布也更加弥散。焊缝区的硬度值波动范围很小, 抗拉强度比母材增加约 20%。研究表明, 搅拌摩擦焊用于连接颗粒增强铝基复合材料具有明显的优势。

关键词: 铝基复合材料; 颗粒; 搅拌摩擦焊

中图分类号: TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2005)01-0029-04

Abstract: 6.5% TiB₂ (volume fraction) particulate A356 aluminum alloy composite manufactured by *in-situ* reaction was successfully joined by friction stir welding (FSW), a kind of pure mechanical solid state joining process. In comparison with un-reinforced Al alloys, the weld quality of aluminum alloy composite is more impressible to FSW parameters. Aluminum alloy composite is welded at lower temperature by FSW process so that the reaction between reinforcement particles and matrix aluminum can be avoided. Meanwhile, because of the combining effect of stirring, colliding and rolling action of rotating pin and friction heat the grains of matrix and reinforcement particles in FSW weld region are partly broken and new recrystallization cores are formed, so the structure becomes smaller and reinforcement particles distribute more uniformly in weld. The hardness of weld region shows less variation than base metal and the ultimate tensile strength of TMAZ is almost 20% improvement. The results show that FSW has obvious superiority in joining of aluminum alloy composite.

Key words: aluminum alloy composite; particulate; friction stir welding

铝基复合材料由于具有高比强度、高比模量、高耐磨性以及耐高温等优异的性能, 在航空、航天、汽车及船舶等领域具有广阔的应用前景, 是当今该类材料发展和研究工作的主流^[1, 2]。其中, 颗粒增强铝基复合材料是最早实现大规模产业化的品种。作为新一代工程结构材料, 可靠的焊接和连接技术是使其得以广泛应用的重要前提。因此, 有效实现铝基复合材料的焊接和连接业已受到人们的普遍关注, 几乎与铝基复合材料研究开发的同时, 国内外学者对该种材料的连接问题也进行了大量的研究^[1, 3-11], 并且几乎所有铝及铝合金的焊接方法均被用于铝基复合材料的焊接。但

是, 由于基体铝合金与颗粒增强相之间物理性质的显著差异以及在较大温度范围内的热力学不稳定性, 采用熔化焊难以获得满意的焊接接头; 颗粒增强相的存在阻碍钎料在母材表面的润湿与铺展, 而且钎焊温度必须严格控制, 因此, 铝基复合材料的钎焊连接也难以实现; 用摩擦焊方法虽然可以成功实现颗粒增强铝基复合材料的连接, 但接头出现失强现象, 且该方法难以实现复杂结构和工程部件的连接; 铝基复合材料的基体铝合金表面致密的氧化膜等使其扩散连接技术也不够成熟。搅拌摩擦焊 (Friction Stir Welding, 简称 FSW) 技术的发明为铝基复合材料的连接提供了新的

方法和途径。

FSW 是自激光焊以来最为引人注目的新型焊接技术,它利用一种非损耗的特殊形式的搅拌头,旋转着插入被焊工件,然后沿着被焊工件的待焊界面向前移动,通过对材料的摩擦、搅拌,使待焊材料加热至热塑性状态,在搅拌头高速旋转的带动下,处于塑性状态的材料环绕搅拌头由前向后转移,同时结合搅拌头对焊缝金属的挤压,在热-机联合作用下材料扩散连接形成致密的金属间固相连接^[12]。作为一种纯机械化的固相连接方法,搅拌摩擦焊焊接过程较低的焊接温度和较少的热输入,使其特别适用于对焊接热影响较敏感的所谓“难焊”或熔化焊“不能焊”的金属材料。因此,对于采用熔化焊焊接性很差,且钎焊及其他固相焊接方法均不能很好解决其焊接问题的铝基复合材料,搅拌摩擦焊无疑是一种理想的焊接方法。虽然国内外均有关于搅拌摩擦焊可以实现铝基复合材料有效连接的阐述^[12-15],但是到目前为止,相关的研究报道却极少。本工作研究了应用 FSW 技术连接 TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料的可能性,并分析了 FSW 技术在铝基复合材料连接中的优势。

1 实验材料及条件

本研究采用的实验材料为应用原位反应合成法制造的铸态 A356Al/6.5%TiB₂(体积分数)颗粒增强铝基复合材料,试板长度为 184mm,宽度为 48mm,厚度为 4mm,其化学成分列于表 1。试板由线切割加工而成。

搅拌摩擦焊实验在 FSW-3LM 型搅拌摩擦焊机上进行,搅拌摩擦焊工具尺寸为:轴肩直径 12mm,搅拌头(探针)直径为 4mm,并带有螺丝纹,探针长度与材料厚度相同。搅拌头沿顺时针方向旋转,旋转速度为 800~1500r/min,焊接试板紧紧固定在底板上运动,焊接速度 40~100mm/min,工具倾角 2.5~3.0°。另外,试板接缝两侧表面焊前采用机械方法清理,并用丙酮清洗。

表 1 实验材料化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of material
(mass fraction /%)

Material	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Cr	Ni	Zn	Ti
A356Al/ 6.5%TiB ₂	6.991	0.251	0.096	0.002	0.124	0.007	0.007	0.048	0.155

焊缝表面质量通过肉眼观测。对经研磨、抛光并用 5%(质量分数) HF 酸试剂腐蚀的焊缝横剖面在 MM6 金相显微镜下进行了组织观察。拉伸实验和硬

度测量分别在工件焊后室温自然时效 30 天后进行。其中,拉伸实验在室温下进行,试样包括复合材料母材及 FSW 焊接接头,为获得焊接区的强度,部分接头试样进行了特殊处理。焊接区显微硬度的分布通过横剖面试样采用显微硬度计测定,载荷为 100N,保压 10s。母材及焊接区的断口形貌在 JXA-840 扫描电子显微镜上进行观察。

2 实验结果与讨论

2.1 焊接参数对焊缝成形的影响

采用搅拌摩擦焊焊接铝基复合材料的实验表明,与铝合金搅拌摩擦焊相似,如果各焊接参数选择不当,焊缝表面会出现沟槽、孔洞、飞边等缺陷,而且其焊缝成形质量对搅拌头旋转速度和焊接速度的敏感性明显大于非增强的铝合金。

搅拌摩擦焊焊接过程中,在摩擦热作用下,搅拌头周围形成了一层热塑性层。当搅拌头向前行进时,搅拌工具后方形成空腔,在刚性垫板和搅拌工具轴肩的密封和挤压作用下,热塑性金属向后方流动并充满空腔,空腔的形成和充满过程几乎是同时产生的,即搅拌摩擦焊接头的形成是一个空腔不断产生,并不断被填满的连续过程^[16],因此,FSW 焊缝的质量受到焊接时产生的摩擦热和金属的塑性流动状态的影响。搅拌头的旋转速度直接影响摩擦面相对运动速度,从而影响摩擦发热量,而焊接速度则影响单位长度焊缝吸收的热量。对于铝基复合材料来说,如果摩擦热使焊接区域温度过高,则易于产生增强相与基体金属之间的反应,而温度过低,则不能形成足够的塑性区并影响金属的充分流动,况且增强相的存在本身就使铝基复合材料的流动性变差。所以,铝基复合材料搅拌摩擦焊时,焊接速度与搅拌头旋转速度之间的匹配关系更为严格。

尽管铝基复合材料搅拌摩擦焊过程中,出现飞边等缺陷,导致焊缝表面粗糙,但在旋转速度 1000~1500r/min 和焊接速度 40~50mm/min 条件下,焊缝表面非常光滑,几乎没有凸起和凹陷。降低旋转速度或增加焊接速度,所产生的摩擦热量减少,搅拌头前沿不能形成足够的塑性区,焊缝中可见沟槽、孔洞等缺陷。实验结果显示,与铝合金相比,获得表面光滑平整、无任何缺陷铝基复合材料焊缝的搅拌摩擦焊最佳参数范围明显变小。

2.2 FSW 接头的组织特征

图 1 是 TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料母材、焊缝及近缝区的组织特征。图 1b 中母材区由铝固溶体 α 相

(浅色区域)和 Al-Si 共晶(深色区域)组成, α 相所占体积分数远大于 Al-Si 共晶。搅拌区的组织特征与母材区有明显的不同, 晶粒明显比母材晶粒细小, Al-Si 共晶均匀地分布在焊缝区(图 1c), 并且可见椭圆形洋葱状结构(图 1a)。在母材和搅拌区的交界处存在一塑性转变区, 金属塑性变形流线清晰可见(图 1d),

在搅拌头的搅拌作用下, Al-Si 共晶的排列方向与塑变材料的流动方向一致。根据在每一区域不同的显微组织, 将该区域分为后退侧和前进侧, 两侧呈不对称分布。由金相组织还可以看出, 焊缝和母材组织没有明显的过渡, 热影响区较窄。由于 TiB₂ 增强颗粒尺寸较小, 在母材及焊缝区均未能观察到增强相的分布。

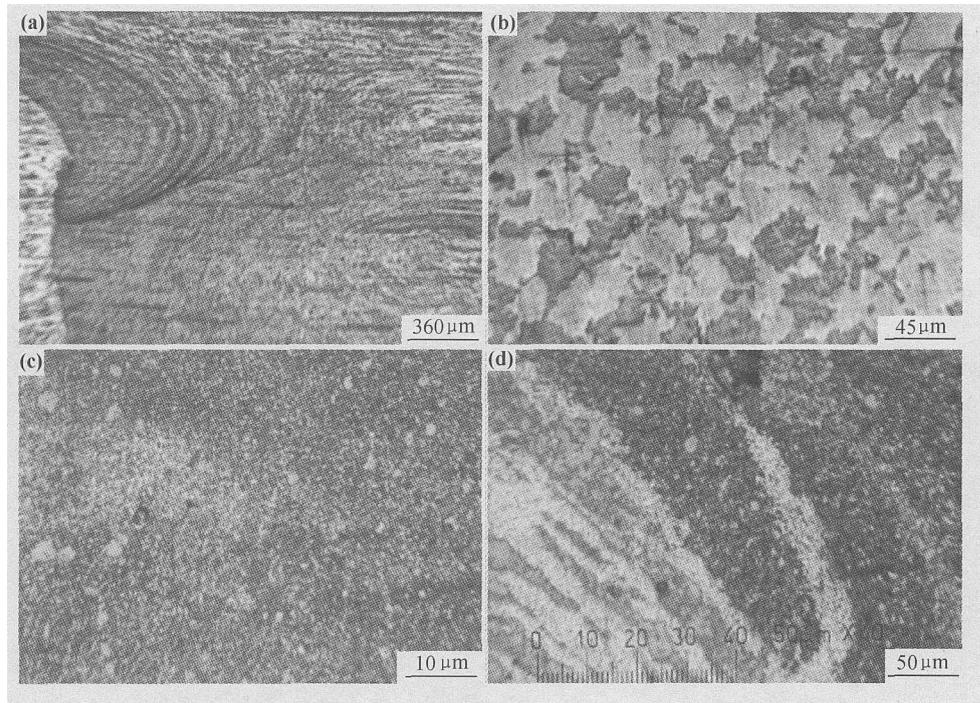


图 1 TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料母材、焊缝及近缝区的宏观及显微组织

(a) 宏观组织; (b) 母材区; (c) 焊缝区; (d) 热-机械影响区

Fig. 1 Macrostructure and microstructure of A356Al/ 6.5%TiB₂ and its FSW joint

(a) macrostructure; (b) base material; (c) weld; (d) TMAZ

2.3 焊接接头的力学性能

图 2 所示搅拌摩擦焊接头横剖面的硬度分布表明, 母材区的硬度值波动范围较大, 从 HV 80~200, 而搅拌区的硬度分布则比较集中, 波动范围很小, 数值仅在 HV 140~165 之间变化。这主要是由于母材区为铸造组织, 存在初生 α 相和 Al-Si 共晶的微观结构, 比 Si 更软的 Al 固溶体占有较大的比例。Al-Si 共晶及增强相颗粒的不均匀分布导致其硬度值随测量点位置的不同而不同, 如果测量点位于 α 相附近, 其硬度值大约为 HV 80, 如果测量点在 Al-Si 共晶相或 TiB₂ 颗粒相附近, 则其硬度值大约为 HV 180~200。搅拌区由于搅拌头的搅拌作用, TiB₂ 颗粒增强相及 Al-Si 共晶颗粒被搅拌头破碎后细小而均匀地弥散分布于基体上, 基体组织也更加细小而致密, 因此, 其硬度值整体较高, 波动较小。图 2 还显示了 FSW 焊缝前进侧和后退侧硬度的非对称分布。

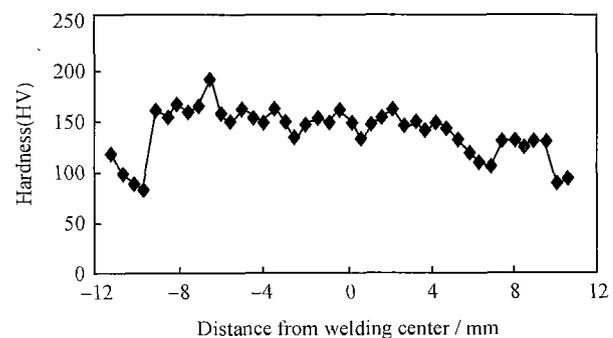


图 2 FSW 接头横剖面硬度分布

Fig. 2 The hardness profile along the centerline of the cross-section of FSW joint

TiB₂ 颗粒增强铝基复合材料及其 FSW 接头的拉伸实验结果显示, 铝基复合材料母材抗拉强度为 190

~193.3MPa,在正常拉伸条件下,所有的拉伸试样均断于母材而非焊缝区,而采取人为减小焊缝区受力面积拉伸实验结果,试样断于热-机械影响区(TMAZ),其抗拉强度达 224MPa 左右,约为母材抗拉强度的 120%。从试样的断裂位置来看,搅拌区的强度可能更高。FSW 焊缝区力学性能的提高有两方面的原因,首先搅拌头在焊接过程中不断地旋转并对材料进行搅拌,焊缝处颗粒被搅碎后均匀地分布在焊缝处,此处增强颗粒及基体材料的晶粒较母材更为细小,且分布更为均匀;其次基体金属及增强颗粒在搅拌头的搅拌作用下,温度升高,应变速率增大,使之不断地被搅碎又形成再结晶的晶核,并且发生有限的长大。这些因素均导致焊缝区的性能高于母材。

2.4 断口分析

图 3 为 TiB_2 颗粒增强铝基复合材料母材及 FSW 接头热-机械影响区的断口形貌。断口显示母材及 TMAZ 均存在大量的韧窝(图 3a,b),但 TMAZ 韧窝明显较深,且分布更均匀。母材和 TMAZ 的韧窝底部均可观察到 TiB_2 增强相颗粒,其中,母材韧窝中 TiB_2 颗粒有堆积分布的情况(图 3c),而 TMAZ 韧窝中 TiB_2 颗粒则多呈弥散分布(图 3d)。母材区还可见图 3e 和 f 所示的大块 Si 富集区和 Al 富集区,TMAZ 虽然也可见到块状 Si 等的存在,但在搅拌头机械搅拌和摩擦热的共同作用下,基体材料的晶粒和增强相颗粒被部分破碎,同时发生部分再结晶,因此,TMAZ 共晶 Si 具有更大的分散性,晶粒也更加细小,块状比例明显减小。

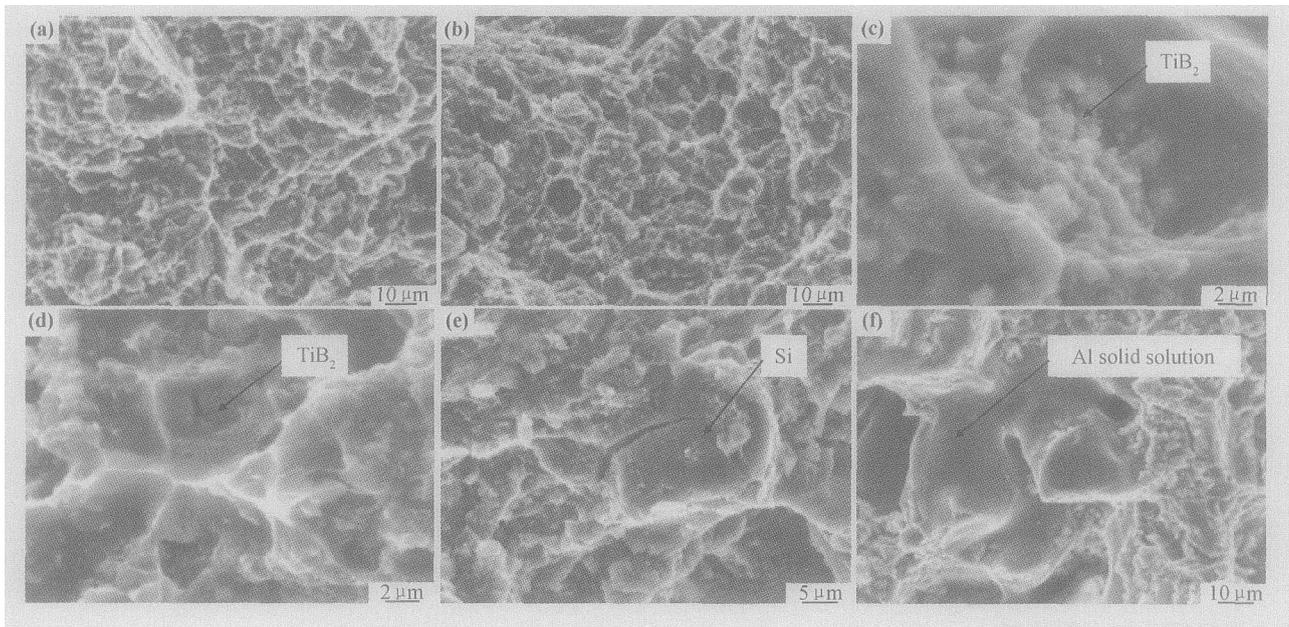


图 3 A356Al/ 6.5% TiB_2 母材及 TMAZ 的断口形貌

(a),(b) 母材及热-机械影响区的韧窝;

(c),(d) 母材及热-机械影响区韧窝中 TiB_2 颗粒分布特征;

(e),(f) 母材断裂面上 Si 颗粒及 Al 固溶体的断裂形貌

Fig. 3 Fracture morphology of the base material(BM) and TMAZ

(a), (b) dimples on the fracture surface of BM and TMAZ;

(c), (d) distributions of TiB_2 particles in the dimples of BM and TMAZ;

(e),(f) fracture morphology of Si particles and Al solid solution on the fracture surface of BM

3 结论

(1)搅拌摩擦焊可成功实现 A356Al/ 6.5% TiB_2 颗粒增强铝基复合材料的有效连接,但与铝合金相比,铝基复合材料搅拌摩擦焊的焊缝质量对焊接参数更为敏感。

(2)A356Al/ 6.5% TiB_2 颗粒增强铝基复合材料经过搅拌摩擦焊之后,晶粒明显细化,增强相分布也更

加均匀。

(3)焊缝区的硬度分布波动范围很小,热-机械影响区抗拉强度比母材增加约 20%。

参考文献

- [1] NIU Ji-tai, ZHANG De-ku, JI Guo-juan. Effect of pulse parameters on microstructure of joint in laser beam welding for $\text{SiC}_p/$

(下转第 36 页)

还来不及填充留下的空洞,就继续向前行走了,从而容易产生不均匀的焊缝。此外,当搅拌头在旋转过程中,如果压紧力不够大,导致焊缝里的金属向上溢出,留下空洞。空洞形成后,在随后的变形过程中进一步长大,但尺寸长大很小,最后变形被局限在大空洞之间的基体内,并在基体内形成小空洞,这些小空洞不断长大、聚集,直至最终断裂。因此,搅拌摩擦焊接头的断裂应为微孔聚集型断裂。

3 结论

(1) 搅拌摩擦焊接头拉伸强度与焊接速度和搅拌头旋转速度有密切关系,当焊接速度为 95mm/min, 旋转速度为 1500r/min 时,接头强度系数可达 92.9%。

(2) 接头断裂发生在前进面机械热影响区处,是前进面机械热影响区不均匀的层状组织和应力集中作用的结果。

(3) 拉伸实验和疲劳实验结果一致,接头的抗拉强度满足使用要求,在循环载荷条件下也可以满足使用要求。

参考文献

[1] 袁序弟. 镁合金在汽车工业的应用前景[J]. 汽车科技, 2002,

(上接第 32 页)

6063 composite [J]. Trans Nonferrous Mat Soc China, 2003, 13 (2): 289-293.

[2] 曾汉民. 高技术新材料要览[M]. 北京: 中国科学技术出版社, 1993. [3] ZHANG De-ku, CHEN Yan-bin, et al. Mechanism of laser welding of SiC reinforced LD2 aluminum metal matrix composite [J]. China Welding, 2001, 10(2): 140-144.

[4] 赵明久, 吕毓雄, 等. 碳化硅颗粒增强铝基复合材料(SiCp/2024)的扩散焊接[J]. 材料研究学报, 2000, 14(2): 136-140.

[5] 任家烈, 吴爱萍. 先进材料的连接[M]. 北京: 机械工业出版社, 2000.

[6] LIU Li-ming, ZHU Mei-li, et al. Studying of micro-bonding in diffusion welding joint for composite[J]. Materials Science and Engineering, 2001, A135, : 103-107.

[7] 陈彦宾, 张德库, 等. 激光焊接铝基复合材料钛的原位增强作用[J]. 应用激光, 2002, 22(3): 320-322, 338.

[8] 夏德顺. 铝基复合材料焊接研究述评[J]. 导弹与航天运载技术, 1999, 6: 38-46.

[9] 董月玲, 黄继华, 等. 碳化硅增强铝基复合材料连接研究进展[J]. 材料导报, 2003, 17(11): 63-65, 81.

[10] 曲文卿, 王奇娟, 张彦华. 铝基复合材料与铝合金的 TLP 扩散连接[J]. 焊接学报, 2002, 23(6): 67-70.

(3): 1-4.

[2] 许小忠, 刘强, 程军. 镁合金在工业及国防中的应用[J]. 华北工学院学报, 2002, 23(3): 190-192.

[3] 中国机械工程学会焊接学会. 焊接手册第二册—材料的焊接[M]. 北京: 机械工业出版社, 1992. 521-522.

[4] THOMAS W M, NICHOLAS E D. Friction stir welding for the transportation industries [J]. Materials & Design, 1997, 16(4/6): 269-273.

[5] SANDERSON A, PUNSHON C S, RUSSELL J D. Advanced welding processes for fusion reactor fabrication [J]. Fusion Engineering and Design, 2000, 49-50(1): 77-87.

[6] WILLIAMS S W. Welding of airframes using friction stir [J]. Air & Space Euro, 2001, 3(3/4): 64-66.

[7] ESPARZA J A, DAVIS W C, TRILLO E A, et al. Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31B [J]. Journal of Materials Science Letters, 2002, 21(2): 917-920.

[8] PARK S H C, SATO Y S, KOKAWA H. Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test [J]. Scripta Materialia, 2003, 49 (2): 161-166.

基金项目: 国家“863”计划资助项目(2002AA331160)

收稿日期: 2003-07-24; 修订日期: 2004-11-05

作者简介: 张华(1977-), 女, 博士研究生, 主要从事镁合金搅拌摩擦焊接工艺及机理的研究, 联系地址: 黑龙江哈尔滨工业大学焊接系(150001)。

[11] WANG H M, CHEN Y L, YU L G. In-situ weld-alloying/laser beam welding of SiC/6061Al MMC [J]. Materials Science and Engineering, 2000, A293: 1-6.

[12] H W DE VRIES and G DEN OUDEN. Influence of welding on structure of Al-Mg-Si matrix composites [J]. Material Science and Technology, 1999, (2): 202-206.

[13] 栾国红, 郭德伦, 等. 铝合金的搅拌摩擦焊[J]. 焊接技术, 2003, 23(1): 1-4.

[14] JOHN A WERT. Microstructures of friction stir weld joint between an aluminum-base metal matrix composite and a monolithic aluminum alloy [J]. Scripta Materialia, 2003, 49: 607-612.

[15] 张田仓, 周荣林, 南利辉. SiC_p/2024Al 复合材料搅拌摩擦焊接技术研究[A]. 第十次全国焊接会议论文集(第 1 册)[C]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2001. 243-246.

[16] 张田仓, 郭德伦, 等. 铝合金搅拌摩擦焊接技术研究[J]. 机械工程学报, 2002, 38(2): 127-130.

收稿日期: 2004-09-13; 修订日期: 2004-12-15

作者简介: 李敬勇(1963-), 男, 博士生, 副教授, 主要研究方向为有色金属及新材料连接技术等, 联系地址: 江苏科技大学材料学院(212003)。