

TC4 钛合金搅拌摩擦焊焊缝成形及微观组织研究*

Weld Appearance and Microstructure in Friction Stir Welding of Ti-6Al-4V Titanium Alloy

中航工业北京航空制造工程研究所 李继忠 董春林 梁国红
 中航工业沈阳飞机设计研究所 李 辉 孙志彬
 南京晨光集团有限责任公司 周海峰

[摘要] 通过优化搅拌头结构和焊接工艺参数,研究了 TC4 钛合金搅拌摩擦焊焊缝成形过程及微观组织。研究表明,搅拌头结构对焊缝成形影响显著,增大轴肩和搅拌针直径有利于消除缺陷;在焊接过程中,当热输入量较低时,搅拌区由 α 相超细等轴晶组成,当热输入量大于 β 相变温度,搅拌区全部由片层状 $\alpha+\beta$ 双相组织构成。

关键词: 钛合金 搅拌摩擦焊 相变

[ABSTRACT] Effect of tool configuration and processing parameters on welding formation and microstructural evolution are investigated by friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy. The results show that weld defects significantly are removed by increase of the diameters of tool and probe. The stir zone is characterized by equiaxed dynamically recrystallized α phases at a lower heat input and transformed β phases with fine $\alpha+\beta$ lamellar microstructure at higher heat input.

Keywords: Titanium alloy Friction stir welding Phase transformation

作为一种先进的固相连接技术,搅拌摩擦焊 (Friction Stir Welding, FSW) 技术从发明至今经过 20 多年的发展,已经广泛应用于铜合金、镁合金以及所有牌号铝合金的高质量连接^[1-2]。随着该技术研究的不断发展,国内外已经将高熔点合金 FSW 技术作为近年来研究的新领域^[3],并不断延伸至新的焊接材料。其中,以钛合金为主的高熔点合金 FSW 技术已成为近些年来研究的热点^[4]。随着研究的不断深入,钛合金 FSW 有望在近些年在航空航天领域得到广泛应用^[5]。因此,开展以钛合金为主的高熔点材料 FSW 的关键技术研究,符合我国航空先进制造技术的发展需求,对推动钛合金 FSW 技术在航空制造领域的应用具有明显优势和经济效益。

与低熔点材料相比,钛合金的塑化温度较高、流变

应力较大、热传导率较低等特点,使搅拌头的材料选择和结构设计一直是国内外学者研究的热点^[6-7]。目前,钛合金 FSW 用搅拌头材料主要有 PCBN (聚晶立方氮化硼) 和钨-铼合金。这些高温合金材料均由粉末冶金制得,但是这些合金在高温下的强韧性和耐磨性还有待进一步提高。此外,搅拌头形貌决定了搅拌区材料的塑化金属受热、流变以及受力方式^[8],优化搅拌头对提高其结构强度和使用寿命、保证焊缝成形以及接头质量起到了非常重要的作用。

本项研究采用钨-铼合金作为搅拌头材料,通过优化搅拌头结构,研究搅拌头结构形式及焊接工艺参数对焊缝成形、缺陷产生和组织性能的影响。

1 试验方法

选用 2.0mm 厚的 TC4 钛合金板进行对接焊,试板尺寸为 100mm × 200mm。为防止焊接过程因间隙较大而产生缺陷,焊前对接面铣削,并对焊接区进行打磨清理,去除氧化膜和油污等杂质。选用 3 种搅拌头,其结构如图 1 所示。轴肩直径分别选用 10mm、12mm 和 15mm,搅拌头结构参数如表 1 所示。

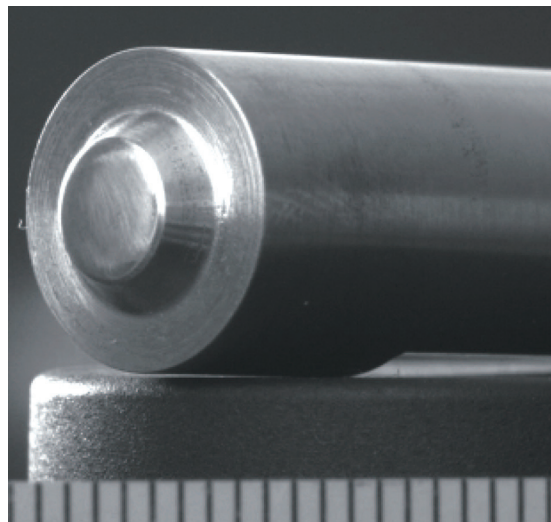


图1 搅拌头形貌

Fig.1 Appearance of FSW tool

* “十二五”航空支撑资助项目(61901110301),项目资助。

表1 搅拌头结构参数

轴肩直径 D/mm	搅拌针根部 直径 d_0/mm	搅拌针端部直 径 d_1/mm	搅拌针针长 L/mm	压下量/ mm
10	5.0	2.5	1.95	0.1
12	6.5	4.5	1.95	0.1
15	9.0	5.0	1.95	0.1

由于钛合金搅拌摩擦焊过程焊接温度较高(大于 $900\text{ }^\circ\text{C}$),为防止焊缝材料与氢、氮和氧等气体发生反应,采用氩气进行表面防护。FSW 焊接过程中,主轴倾角为 2.5° ,焊接转速选取在 $150\sim 250\text{r/min}$ 之间,焊接速度在 $30\sim 100\text{mm/min}$ 之间。使用 MG161 型工业 X 射线仪对焊缝进行无损检测,使用 Leica DM6000 M 全自动数字式显微镜进行金相组织观察,显微硬度测试过程中加载压力为 200gf ,停留时间为 10s 。

2 试验结果与分析

2.1 搅拌头轴肩直径对焊缝质量的影响

图 2 列出了采用不同轴肩直径的搅拌头焊后焊缝的表面形貌和对应 X 光检测结果。可以看出,焊缝表面呈金属光泽,采用氩气有效抑制了焊缝的氧化程度。采用不同轴肩直径的搅拌头在焊缝表面均未出现沟槽缺陷,但是采用轴肩直径为 10mm 和 12mm 的搅拌头时,在较大的工艺参数范围内进行焊接试验, X 光检测结果显示在焊缝中心均有一条明显的黑线或黑带,表现为根部未焊透、孔洞或隧道缺陷,如图 2 (a)~(c) 所示。采用轴肩直径为 15mm 的搅拌头时, X 光检测结果均未出现上述缺陷,如图 2 (d)~(f) 所示。在相同工艺参数条件下焊缝表面粗糙,通过降低焊速或转速,焊缝表面质量显著提高,如图 2 (e)、(f) 所示。

图 3 给出了不同搅拌头焊后焊缝横截面的宏观形貌。当轴肩直径为 10mm 和 12mm 时,通过调整工艺参数均观察到焊缝根部出现了孔洞或隧道型缺陷,同时伴有未焊透缺陷,如图 3 (a)、(b) 所示。当轴肩直径增大

至 15mm 时,未出现孔洞或隧道缺陷,并且焊缝根部也没有观察到未焊透缺陷,如图 3 (c) 所示。

根据上述试验结果可以看出,钛合金 FSW 与其他低熔点材料焊接过程差异较大,即轴肩和搅拌针直径较大(搅拌针直径约为轴肩直径的一半),这是由于钛合金热传导系数较小,通过增大搅拌针直径能提高焊缝根部

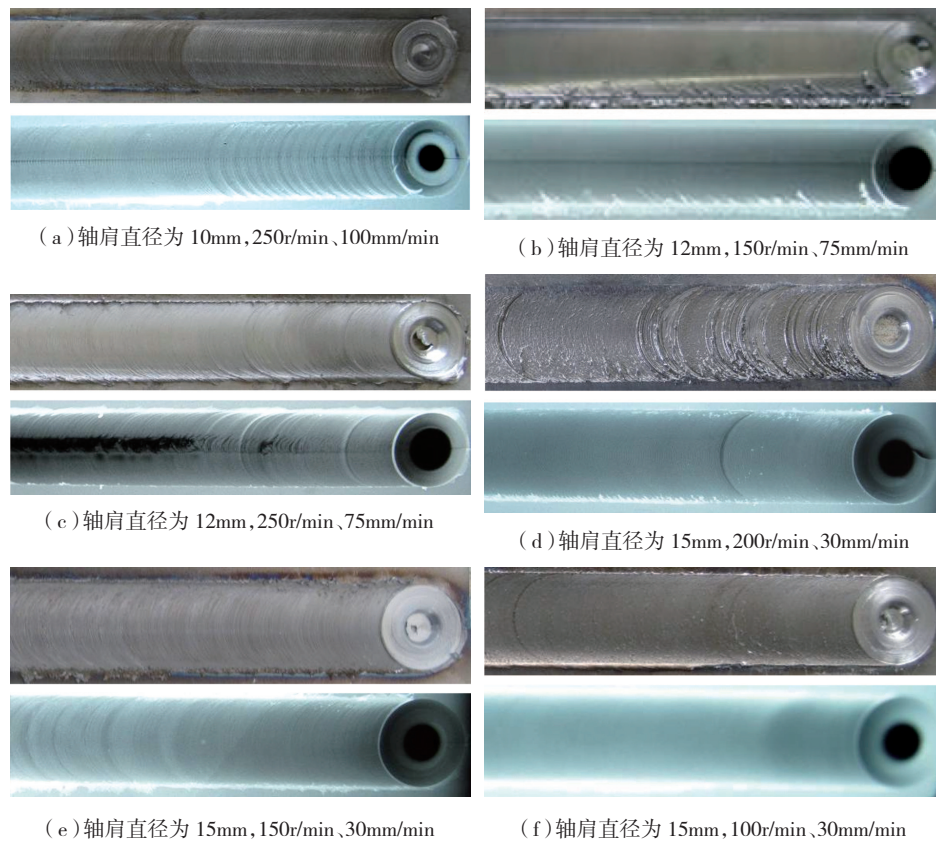


图2 不同轴肩直径焊缝宏观形貌和对应的X光检测形貌

Fig.2 Appearances of welding joint and X-ray inspection result

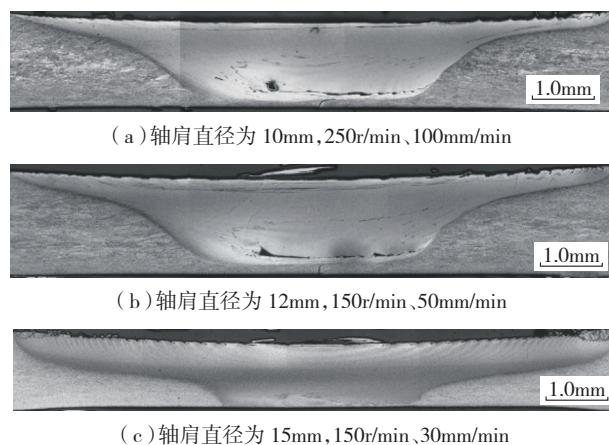


图3 不同轴肩直径焊后焊缝横截面宏观金相

Fig.3 Macrographs of FSW cross-sections with different welding parameters

的热输入量,增强根部材料的流动性,达到消除根部缺陷的目的^[9]。本研究过程中采用轴肩直径为10mm和12mm的搅拌头,仍难以消除焊缝内部缺陷,通过增大轴肩直径能有效消除焊缝内部缺陷,这主要是由于增大轴肩直径有利于提高焊接热输入量,并增强焊缝材料的流动,从而有利于搅拌区孔洞的弥合,使塑化金属充分填充至搅拌针后端^[10],这有利于消除焊缝缺陷。

大量试验结果表明,当轴肩直径增大至15mm时,采用相同的工艺参数,焊缝表面出现了毛刺,通过降低转速或提高焊速能有效消除这一现象,并保证了焊缝的无缺陷焊接。

2.2 焊缝组织结构及演变规律

图4给出了焊缝宏观形貌以及各特征区的微观组织形貌。可以看出,钛合金FSW搅拌区形貌呈“碗”状结构,上部主要受轴肩影响,下部略窄区主要受搅拌针影响,如图4(a)所示。对不同区域放大可以看出,TC4钛合金母材由 α 和 β 两相组成,其中 α 相呈等轴晶分布, β 相均匀分布在 α 相周围,如图4(b)所示。焊核区由等轴晶组成,如图4(c)所示。在前进侧和后退侧,母材与搅拌区之间存在一个明显的狭窄分界区,即热影响区,该区内主要由 α 等轴晶和母材组织混合构成,如图4(d)、(e)所示。

对于TC4钛合金的FSW,当热输入量较小时,焊接温度低于 β 相变温度,焊核区由 α 等轴超细晶组成;当热输入量较高时,焊接温度高于 β 相相变温度(约980℃),焊核区由片层状 $\alpha + \beta$ 双态组织构成^[11]。Pilchak和Kitamura等的研究表明^[12-13],钛合金FSW过程中,通常采用调节焊速和转速来控制热输入量,进而达到控制焊缝微观组织的目的。为研究工艺参数对焊缝微观组织的影响,在固定焊速不变的情况下,通过调整转速进一步观察组织结构主要特征。

图5给出了不同参数下焊核区的微观组织形貌。在焊速为30mm/min不变的条件下,当转速为150r/min时,焊核区由 α 相等轴超细晶组成,其晶粒尺寸约为1~3 μ m,如图5(a)所示;当转速增加至200r/min时,焊核区由 α 等轴超细晶和片层状 $\alpha + \beta$ 的双态混合组织构成,如图5(b)所示。当转速至250r/min,焊核区全部由片层状 $\alpha + \beta$ 组织

组成, α 等轴晶消失,如图5(c)所示。

根据上述试验结果可知,随着转速的增大,热输入量逐渐增加,焊核区温度随之升高,材料在高温下的停留时间也相应增加,温度升高促使晶粒长大。同时,由于焊核区峰值温度超过 $\alpha \rightarrow \beta$ 的相转变开始温度,发

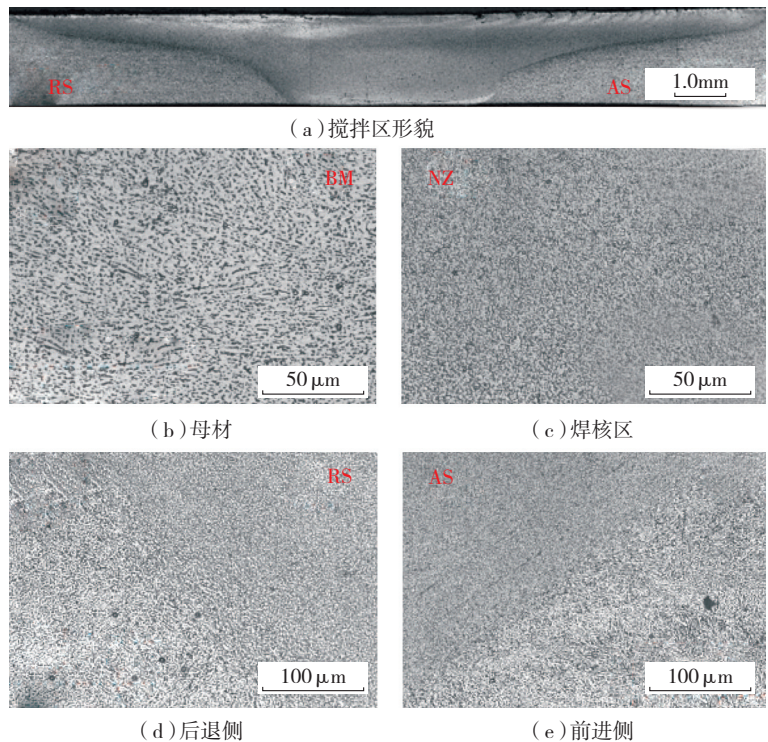


图4 焊缝横截面组织形貌

Fig.4 Microstructures of weld in cross section

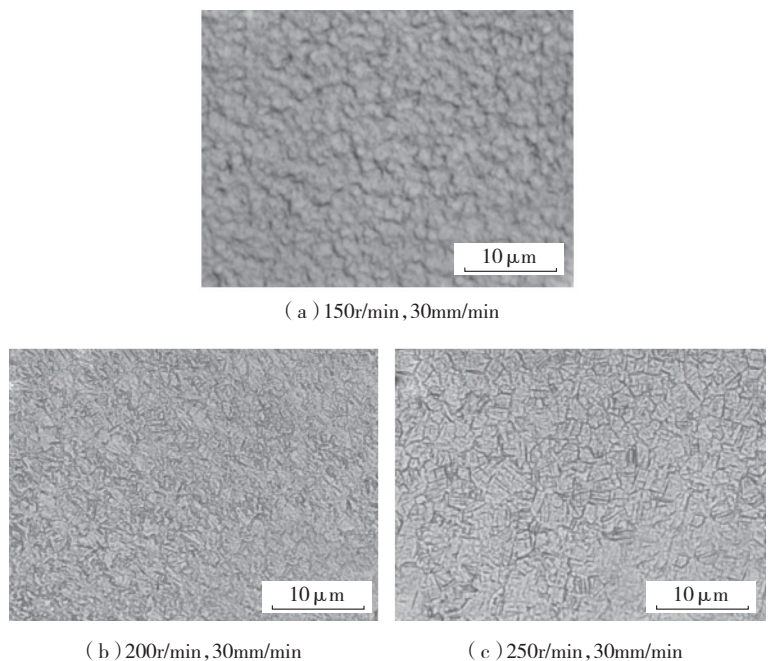


图5 不同工艺参数条件下焊核区显微组织形貌

Fig.5 Appearances of Microstructure in NZ for different parameters

生了 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变。转速增加导致焊核温度略高于 β 相变温度,焊核部分 α 相转变成 β 相,其中 β 相在冷却过程中形成了片层状 $\alpha + \beta$ 组织,最终焊缝由 α 等轴晶和片层状 $\alpha + \beta$ 的双态组织构成。继续增大转速,焊核区 α 相全部转变成 β 相,由于冷却速率较大,焊缝全部由片层状 $\alpha + \beta$ 组织构成,且片层宽度逐渐增大,说明焊核区温度已超过 β 相变温度。

2.3 接头显微硬度分布

图6给出不同工艺参数条件下横截面显微硬度分布曲线。可以看出,搅拌区显微硬度均略高于母材,但前进侧和后退侧的热影响区显微硬度显著下降,且明显低于母材。此外,在150r/min条件下,搅拌区显微硬度分布较均匀;当转速提高至200r/min时,搅拌区显微硬度波动显著;当转速增加至250r/min时,焊核中心的显微硬度最大,且硬度呈倒“U”形分布形式。

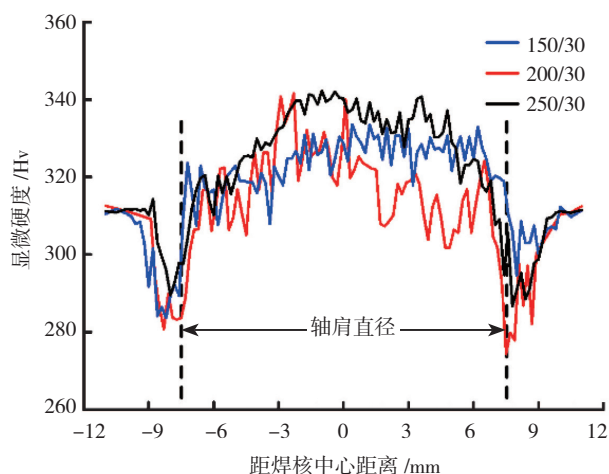


图6 不同工艺参数条件下显微硬度分布曲线
Fig.6 Microhardness distribution of FSW joints

微观组织是影响硬度最直接的因素,其中 α 等轴超细晶组织的显微硬度相对较低,片层状 $\alpha + \beta$ 的宽度约100nm左右^[14],因此表现的显微硬度也相应较高,而 α 等轴晶和 $\alpha + \beta$ 构成的混合组织,使显微硬度的波动。转速为150r/min时,搅拌区内主要由均匀分布的 α 等轴超细晶组成,使显微硬度变化不明显。转速为200r/min时,搅拌区由 α 等轴晶和片层状 $\alpha + \beta$ 混合组织构成,因此显微硬度表现出较大的波动。当转速提高至250r/min时,焊缝中心由片层状 $\alpha + \beta$ 组织构成,随着偏离中心距离的增加,逐渐出现 α 等轴晶,因此,搅拌区中心显微硬度较大。

3 结论

(1)在钛合金FSW焊接过程中,搅拌头轴肩和搅拌

针直径的增大,有利于消除孔洞、隧道和根部未焊透缺陷。

(2)在TC4钛合金FSW过程中,通过工艺参数的优化,可以获得 α 等轴超细晶、片层状 $\alpha + \beta$ 或两者的混合焊缝微观组织,从而实现接头性能的控制。

(3)TC4钛合金搅拌摩擦焊的搅拌区显微硬度略高于母材,但热影响区的显微硬度明显低于母材,当焊接温度高于 β 相变温度时,焊核区中心显微硬度较大。

参考文献

- [1] Mishra R S, Ma Z Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science & Engineering R*, 2005, 50 (1-2): 1-78.
- [2] Threadgill P L, Leonard A J, Shercliff H R, et al. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 2009, 54 (2): 49-93.
- [3] Cam G. Friction stir welded structural materials: beyond Al-alloys. *International Materials Reviews*, 2011, 56 (1): 1-48.
- [4] Sanders D G, Ramulu M, Edwards P D. Superplastic forming of friction stir welds in Titanium alloy 6Al-4V: preliminary results. *Material Wissenschaft and Werkstofftechnik*, 2008, 39 (4-5): 353-357.
- [5] 栾国红,柴鹏,孙成斌. 钛合金的搅拌摩擦焊探索. *焊接学报*, 2005, 26 (11): 83-89.
- [6] Thompson B, Babu S S. Tool degradation characterization in the friction stir welding of hard metals. *Welding Journal*, 2010, 89: 256s-261s.
- [7] Farias A, Batalha G F, Prados E F, et al. Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti-6Al-4V. *Wear*, 2013, 302(1-2): 1327-1333.
- [8] Grujicic M, Arakere G, Pandurangan A H. Computational analysis and experimental validation of the TC4 FSW behavior. *Journal of Engineering Manufacture*, 2011, 225 (2): 208-223
- [9] Edwards P D, Ramulu M. Investigation of microstructure, surface and subsurface characteristics in titanium alloy friction stir welds of varied thicknesses. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009, 14 (5): 476-483.
- [10] 柯黎明,潘际鑫,邢丽,等. 搅拌摩擦焊焊缝金属塑性流动的抽吸-挤压理论. *机械工程学报*, 2009, 45 (4): 89-94.
- [11] Liu H J, Zhou L. Microstructural zones and tensile characteristics of friction stir welded joint of TC4 titanium alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2010, 20 (10): 1873-1878.
- [12] Pilchak A L, Tang W, Sahiner H, et al. Microstructure Evolution during Friction Stir Welding of Mill-Annealed Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, 42A (3): 745-762.
- [13] Kitamura K, Fujii H, Iwata Y, et al. Flexible control of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded Ti-6Al-4V joints. *Materials & Design*, 2013, 46: 348-354.
- [14] Liu H J, Zhou L, Liu Q W. Microstructural characteristics and mechanical properties of friction stir welded joints of Ti-6Al-4V titanium alloy. *Materials & Design*, 2010, 31 (3): 1650-1655.

(责编 小城)