

# 强制冷却对 TC4 钛合金搅拌摩擦焊接接头组织性能影响

王 文<sup>1</sup>, 李 瑶<sup>2</sup>, 郝亚鑫<sup>1</sup>, 王庆娟<sup>1</sup>, 王快社<sup>1</sup>, 海敏娜<sup>1</sup>

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 西安飞机国际航空制造股份有限公司, 陕西 西安 710089)

**摘 要:** 分别在空气和强制冷却条件下对 TC4 钛合金板进行了搅拌摩擦焊接 (Friction stir welding, FSW), 对比研究了焊接接头的微观组织和力学性能。结果表明, FSW 接头分为搅拌区、热机械影响区和母材区。母材区为热轧退火后的初生  $\alpha$  和  $\beta$  双相组织。空气条件下焊接, 搅拌区为  $\alpha + \beta$  片层结构, 组织转变主要为  $\beta$  相转变为片层  $\alpha + \beta$  两相, 热机械影响区为等轴晶  $\alpha$  和  $\alpha + \beta$  片层的双态组织, 组织转变受动态再结晶和相变共同作用。强制冷却条件下焊接, 搅拌区为针状马氏体, 组织转变主要为马氏体相变。与空气条件下接头相比, 强制冷却条件下的 FSW 接头显微硬度明显提高, 但抗拉强度略微降低。

**关键词:** 搅拌摩擦焊接; TC4 钛合金; 微观组织; 力学性能; 强制冷却

中图分类号: TG457.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2842-05

钛及钛合金作为重要的轻质结构材料, 广泛应用于航空、航天、车辆工程、生物医学工程和日常生活等领域。在钛及钛合金的加工制造过程中, 焊接成为必不可少的关键技术。目前, 钛及钛合金主要通过熔化焊接方法进行连接, 主要包括: 钨极气体保护焊、熔化气体保护焊、等离子弧焊、激光焊和电子束焊等。这些传统的熔化焊接方法焊接钛及钛合金时存在接头组织过热, 晶粒粗大, 接头强塑性较低, 焊前准备工作复杂, 焊接效率低等问题<sup>[1]</sup>。

搅拌摩擦焊 (Friction stir welding, FSW) 是英国焊接研究所于 1991 年发明的一种固相连接新技术<sup>[2]</sup>。焊接过程中, 被焊接材料产生剧烈的塑性变形, 可实现焊接接头组织细化和均匀化。焊接过程中较低的热循环作用, 避免了气孔、裂纹等熔焊缺陷的产生, 减小了组织粗化倾向, 使焊接接头具有较高的强度和塑性<sup>[3,4]</sup>。研究表明: 与传统熔化焊接技术相比, FSW 可以显著提高焊接接头的强塑性。但是, 焊接过程中产生的摩擦热和塑性变形热促使接头组织产生不同程度的粗化, 导致接头的强度明显低于母材。这一现象在 FSW 高强和超高强铝合金时尤为突出。为了减弱焊接温度场对 FSW 接头的热软化效应, 更

大程度的提高焊接强度, 强制冷却搅拌摩擦焊接技术成为一个行之有效的方法<sup>[5]</sup>。

近年来, 国内外学者在钛及钛合金 FSW 接头成型机理、焊缝组织性能及焊接工艺等方面开展了相关研究工作。Zhang 等人采用多晶立方氮化硼搅拌头对  $C_p$ -Ti 进行了 FSW。结果表明: 焊后冷却过程中发生了  $\beta \rightarrow \alpha$  同素异构转变, 细晶强化对接头硬度的提高起到显著作用<sup>[6]</sup>。Liu 等人对 TC4 钛合金 FSW 接头微观组织和力学性能的研究结果表明, 在焊接过程中, 搅拌区的温度低于  $\beta$  转变温度, 搅拌区的双态组织受动态再结晶和同素异构转变共同作用<sup>[7]</sup>, 搅拌区成为焊接接头的薄弱区域, 抗拉强度随着前进速度的增加而增大<sup>[8]</sup>。Zhou 等人研究了旋转速度对 TC4 FSW 接头微观组织和力学性能的影响。结果表明: 随着旋转速度的增加, 搅拌区从双态组织向完全片层状组织转变, 接头的抗拉强度逐渐降低<sup>[9]</sup>。L. Fratini 等人设计开发了一种新型的钛合金 FSW 装置, 并对 3 mm 厚的 Ti-6Al-4V 钛合金板进行了连接。结果表明: FSW 接头的抗拉强度可达到母材抗拉强度的 87%, 搅拌区的显微硬度随着旋转速度的增大而降低<sup>[10]</sup>。钛及钛合金 FSW 接头组织性能除了受到焊接工艺、工艺参数、

收稿日期: 2014-11-15

基金项目: 国家自然科学基金 (U1360105); 陕西省教育厅产业化项目 (2012JC14); 陕西省工业攻关项目 (2013K09-11); 西安市科技计划项目 (CX1124 (4))

作者简介: 王 文, 男, 1985 年生, 博士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, 电话: 029-82205097, E-mail: wangwen2016@126.com

焊接工具等因素影响外,还受到冷却条件和焊接环境的影响。目前,关于钛及钛合金 FSW 都是在空气环境下的常规焊接,很少涉及在强制冷却条件下进行焊接<sup>[11-16]</sup>。因此,本研究分别在空气和冷却介质条件下对 TC4 钛合金板进行 FSW,对比研究焊接接头的微观组织和力学性能,以期采用强制冷却手段减弱常规 FSW 钛合金时产生的接头热软化效应,为钛及钛合金高效优质连接技术提供理论支持。

## 1 实 验

选用 40.0 mm×60.0 mm×3.0 mm 的 TC4 钛合金板材,化学成分(质量分数,%)为 6.1 Al, 4.2 V, 0.08 Fe, 0.01 C, 0.05 N, 0.002 H, 0.12 O, 余 Ti。FSW 实验采用改造的 X5032 型立式升降台铣床。搅拌头材料为硬质合金,搅拌头轴肩直径为 12 mm,搅拌针直径为 3.8 mm,高度为 2.8 mm。搅拌头的旋转速度为 1180 r/min,焊接速度为 60 mm/min,实际压下量为 0.2 mm。首先将钛合金板接头端面用刨床刨平,并用钢丝刷将工件待焊接表面刷干净,并用丙酮清洗。然后,将被焊接试板用压板固定在焊机平台上,为了防止空气条件下焊接钛合金时发生高温吸气反应,焊接过程中钛合金板正反面采用氩气保护。采用与空气条件下相同的工艺参数,在静态干冰乙醇混合液槽内进行强制冷却搅拌摩擦焊接(Submerged friction stir welding, SFSW),冷却液的初始温度为-20 °C,如图 1 所示。

FSW 后将工件沿焊缝横断面切断制作金相试样。金相试样采用 Kroll 试剂(10 mL HF, 20 mL HNO<sub>3</sub>, 50 mL H<sub>2</sub>O)腐蚀后用 Neophot-21 型光学显微镜观察显微组织。沿平行于焊缝方向切取透射电子显微观察试样,试样研磨至 50 μm 后采用 MTP-1 型双喷减薄机进行减薄,电解液为 60% 甲醇+35% 丁醇+5% 高氯酸,液氮冷却。减薄后的试样在 JEM-200CX 型透射电子显微镜下观察,加速电压为 120 kV。

沿垂直于焊缝方向切取显微硬度试样,采用 401MVD 型数显显微维氏硬度计进行显微硬度测试,

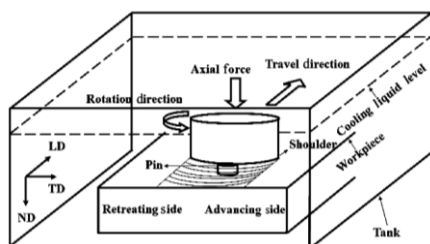


图 1 强制冷却搅拌摩擦焊接示意图

Fig.1 A schematic of the SFSW (TD: transverse direction, LD: longitudinal direction, ND: normal direction)

载荷为 200 g,保压时间为 10 s。测试位置沿试样横截面厚度中心的水平方向,测试间隔距离为 0.5 mm。拉伸试验按照 ASTM-E8/E8M-08 标准执行<sup>[17]</sup>。沿垂直于焊缝方向切取拉伸试样,采用 Instron8801 拉伸机进行室温单轴拉伸,拉伸速度为 0.5 mm/min。为了消除焊接试样上表面凹陷区域和孔洞缺陷对接头拉伸性能的影响,在制备拉伸试样时接头的上表面和孔洞缺陷区域均被磨削消除。

## 2 结果与分析

### 2.1 宏观形貌

图 2a 所示为空气条件下 FSW 接头正面宏观形貌,接头表面光滑平整,成型性较好。在前进侧(AS)有飞边产生,匙孔位于焊接接头的尾部。从图 2b 所示的接头横截面宏观形貌可见,在该工艺条件下接头可明显分为搅拌区(Stir zone, SZ)、热机械影响区(Thermo-mechanically affected zone, TMAZ)和母材区(Base material, BM),没有明显的热影响区(Heat affected zone, HAZ),这是由于钛合金的导热性差,在 620~650 °C 高温短时焊接热循环作用下,该区域的组织几乎不发生改变,因此观察不到 HAZ<sup>[18]</sup>。由于 FSW 接头底部的热输入量相对较少,金属的塑性流动性较差,因此在接头底部区域形成了隧道型孔洞缺陷<sup>[2]</sup>。

与 FSW 接头相比,SFSW 接头的成型性较差,接头表面存在明显的氧化现象,这是因为在冷却介质条件下焊接时,钛合金表面与冷却介质中的溶解氧发生了吸气反应。再者,在搅拌头的高温摩擦作用下,浸泡在干冰乙醇混合液中的试板与乙醇溶液发生吸氢反应,降低了材料的局部塑性变形能力<sup>[19]</sup>。低的焊接温度和较快的冷却速率导致金属流动性较差,焊缝表面粗糙不平,接头底部存在隧道型孔洞缺陷(图 3)。与 FSW 接头相同,SFSW 接头仍然可见 SZ、TMAZ 和

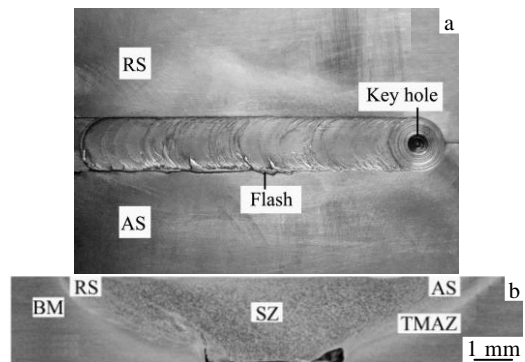


图 2 空气条件下接头宏观形貌

Fig.2 Macrographs of friction stir weld in air: (a) front surface and (b) cross section

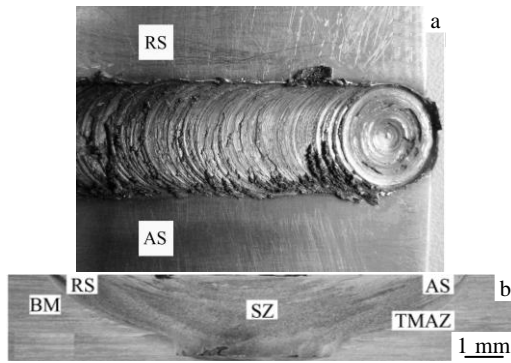


图 3 SFSW 接头宏观形貌

Fig.3 Macrographs of submerged friction stir weld: (a) front surface and (b) cross section

BM 3 个不同的区域，但是 TMAZ 的宽度较窄。

### 2.2 微观组织

TC4 钛合金母材为热轧退火态，组织沿轧制方向分布。轧制温度位于  $\alpha+\beta$  两相区，轧后退火温度低于  $\beta$  转变温度，因此该区域呈现初生  $\alpha$  和  $\beta$  双相组织特征（图 4a）。轧制变形后的初生  $\alpha$  相在退火过程中产生了不完全回复，晶粒呈现等轴化趋势，晶粒内部存在位错墙等许多位错亚结构（图 4b）。

FSW 过程中，搅拌头在高速旋转下与钛合金板材表面产生剧烈的摩擦作用，使焊接接头产生塑性变形，由于接头各个区域经历了不同的热循环作用和塑性变形，导致接头各区域的微观组织呈现不同的特征。从图 5a 所示的 FSW 接头 SZ 低倍组织照片可见，初始  $\beta$  晶粒内部分布着  $\alpha+\beta$  片层组织，表明 SZ 材料在焊接过程中温度超过了  $\beta$  转变温度，材料在  $\beta$  相区发生了剧烈的塑性变形。当材料从  $\beta$  相区连续冷却时，发生了  $\beta \rightarrow \alpha$  相变，由于空气条件下钛合金焊后冷却速率较慢，形成了  $\alpha+\beta$  完全片层组织。 $\alpha$  集束中存在少量位错，这是因为从高温  $\beta$  相区冷却时， $\beta$  相转变为  $\alpha$  相时，遵循 Burgers 关系，会有位错产生来协调相变过程中产生的应变<sup>[1]</sup>（图 5b）。SZ 组织转变主要为同素异构转变。

图 6a 为 FSW 接头 TMAZ 的低倍微观组织。从图

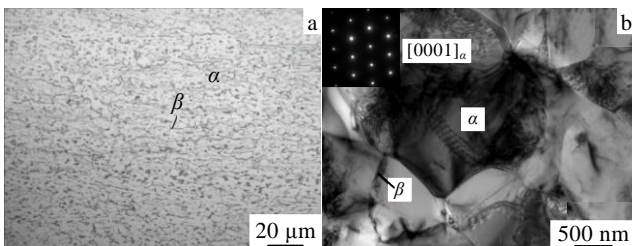


图 4 BM 微观组织

Fig.4 Microstructure of BM: (a) OM and (b) TEM

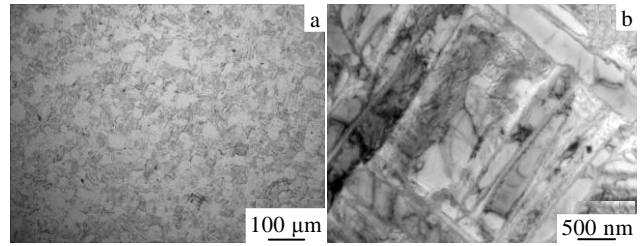


图 5 FSW 接头 SZ 的微观组织

Fig.5 SZ microstructure of friction stir weld: (a) OM and (b) TEM

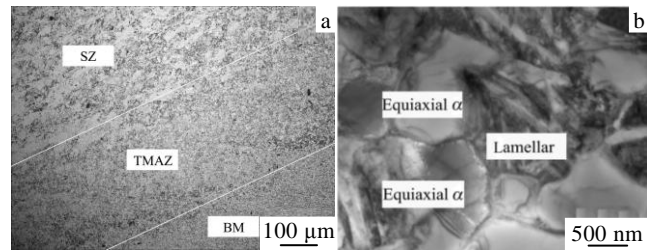


图 6 FSW 接头 TMAZ 微观组织

Fig.6 TMAZ microstructure of friction stir weld: (a) OM and (b) TEM

中可见，TMAZ 的宽度较窄，约为 300  $\mu\text{m}$ 。在 FSW 过程中，TMAZ 的材料经受搅拌区材料的剪切带动作用 and 搅拌头的下压力作用，产生一定的温度和应变速率梯度，组织发生塑性变形，变形程度明显小于 SZ。从图 6b 所示的 TEM 照片中可见，TMAZ 的材料呈现等轴晶  $\alpha$  和  $\alpha+\beta$  片层的双态组织。这是因为 TMAZ 没有受到搅拌针直接的摩擦搅拌作用，仅仅受到轴肩的机械作用，该区域的温度低于  $\beta$  转变温度，材料在  $\alpha+\beta$  两相区发生塑性变形，部分初生  $\alpha$  晶粒发生动态再结晶，出现等轴状的再结晶  $\alpha$  细晶<sup>[7]</sup>。在焊后连续冷却过程中，TMAZ 组织同样发生  $\beta \rightarrow \alpha$  相变，产生交错的  $\alpha+\beta$  片层状的  $\beta$  转变组织。在高温  $\alpha+\beta$  两相区，由于热的作用，部分  $\alpha$  转变为  $\beta$  相后，残留初生  $\alpha$  也呈现等轴状形貌。因此，TMAZ 的组织转变受动态再结晶和相变共同作用。

冷却介质对 SFSW 接头的组织转变行为产生了显著影响。在 SFSW 过程中，较高的搅拌头旋转速度使得 SZ 的瞬时温度超过了  $\beta$  转变温度，材料在  $\beta$  相区发生剧烈的塑性变形。在焊后冷却过程中，由于冷却介质的快速冷却作用，材料从  $\beta$  相区的冷却速率超过了马氏体形成的临界冷却速率，SZ 发生了  $\beta \rightarrow \alpha'$  马氏体相变。由于冷却速度很快，合金元素的扩散来不及进行， $\beta$  相通过共格切变形成了过饱和针状  $\alpha'$  马氏体（图 7），产生马氏体强化效应。在冷却介质条件下 SZ 的组织转变机理主要为马氏体相变。

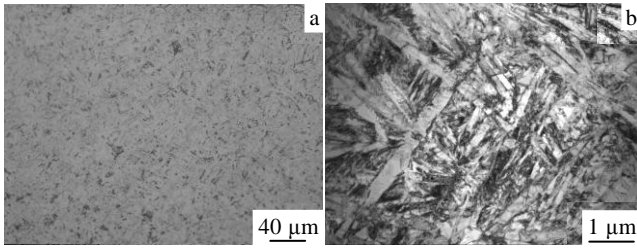


图 7 SFSW 接头 SZ 微观组织

Fig.7 SZ microstructure of SFSW: (a) OM and (b) TEM

### 2.3 力学性能

冷却介质对 FSW 接头显微硬度有显著影响。从图 8 所示的 FSW 和 SFSW 接头显微硬度分布图可见，SFSW 接头 SZ 的显微硬度 HV 平均值为 3890 MPa，明显高于 FSW 接头 SZ 的显微硬度 HV 平均值 3430 MPa。这是因为在冷却介质条件下，SZ 形成了针状  $\alpha'$  马氏体，产生了马氏体强化效应。再者，在 SFSW 过程中，强制冷却介质抑制了高温  $\beta$  晶粒的高温长大行为，因此从  $\beta$  相区连续冷却后形成了细小的微观组织。与 FSW 接头相比，SFSW 接头 SZ 的范围明显缩小，且硬度值的波动性有所改善，但 SZ 与 TMAZ 之间形成了较大的硬度梯度，易于引起应力集中。FSW 和 SFSW 接头的硬度最低值均位于接头后退侧 (RS) 的 TMAZ，且 SFSW 接头硬度最低值比 FSW 接头略低。这是因为在焊接过程中，位于 AS 侧的金属在搅拌针旋转剪切作用下，流动方向与焊接方向相同，而 RS 侧金属的流动方向与焊接方向相反。同时，在搅拌针的移动过程中，AS 和 RS 侧的金属同时受到搅拌针的前进挤压作用，使得两侧金属都向焊接的反方向流动，造成 AS 侧金属在搅拌针旋转剪切和前进挤压作用下形成了相反的流动方向，金属在该区域形成强烈的相对运动，从而产生的组织破碎细化作用比 RS 侧明显，所以接

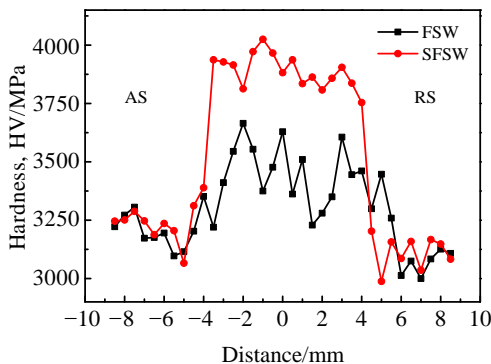


图 8 FSW 和 SFSW 接头显微硬度分布图

Fig.8 Microhardness distribution of friction stir weld and submerged friction stir weld

头 AS 侧的硬度值比 RS 侧硬度值略高。

图 9 所示为 FSW 和 SFSW 接头的抗拉强度对比图。从图中可见，FSW 和 SFSW 接头的抗拉强度都低于母材 TC4 的抗拉强度，分别达到母材抗拉强度的 97% 和 96%。拉伸断裂位置均位于 TMAZ。表明 TMAZ 是焊接接头的最薄弱区域。强制冷却介质使得 SFSW 接头 SZ 形成了针状  $\alpha'$  马氏体，该马氏体分布散乱，以多向针的形式存在，这种多向分布的形态对提高焊接接头力学性能是有利的。在外力作用下，变形将会分散到各个板条内部进行，晶粒内部和晶界附近的应变程度相差较小，变形较均匀，引起的应力集中减少<sup>[20]</sup>。虽然 SFSW 接头 SZ 的强度明显提高，但是由于 TMAZ 与 SZ 界面处形成了较大的强度梯度，在外应力作用下易于产生应力集中，导致该处裂纹的萌生和快速扩展。因此 SFSW 接头的抗拉强度比 FSW 接头的抗拉强度略低，这与图 8 所示的 SFSW 接头硬度最低值比 FSW 接头硬度最低值略低的结果相一致。

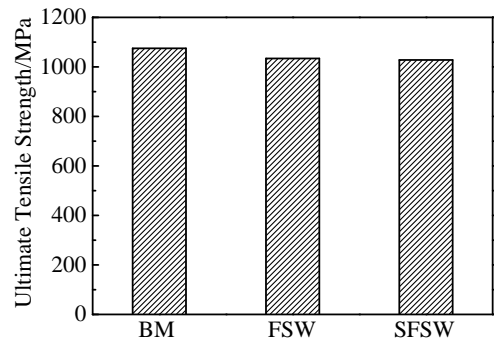


图 9 抗拉强度对比图

Fig.9 Comparison of ultimate tensile strength

### 3 结 论

1) 采用 FSW 技术分别在空气和强制冷却条件下实现了 TC4 钛合金板的连接。焊接接头分为搅拌区、热机械影响区和母材区，各个区域经历了不同的热循环和塑性变形，呈现出不同的微观组织特征。

2) 母材区为热轧退火后的初生  $\alpha$  和  $\beta$  双相组织。空气条件下焊接，搅拌区形成了  $\alpha+\beta$  完全片层组织，组织转变主要为  $\beta$  相转变为片层  $\alpha+\beta$  两相。热机械影响区受动态再结晶和  $\beta$  相变共同作用，呈现等轴晶  $\alpha$  和  $\alpha+\beta$  片层的双态组织。

3) 强制冷却条件下焊接，材料在  $\beta$  相区发生剧烈塑性变形，搅拌区的组织转变主要为马氏体相变。强制冷却条件显著提高了焊接接头搅拌区的硬度值，但抗拉强度略微降低。

## 参考文献 References

- [1] Zhang Xiyan(张喜燕), Zhao Yongqing(赵永庆), Bai Chengguang(白晨光). *Titanium Alloy and Application*(钛合金及应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2005: 190
- [2] Mishra R S, Ma Z Y. *Materials Science and Engineering R*[J], 2005, 50: 1
- [3] Wang Wen(王文), Wang Kuaishe(王快社), Guo Qiang(郭强). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(9): 1522
- [4] Wang Kuaishe, Wu Jialei, Wang Wen *et al.* *Journal of Central South University*[J], 2012, 19: 2081
- [5] Wang Kuaishe(王快社), Wu Nan(吴楠), Wang Wen(王文) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2013, 23(2): 343
- [6] Zhang Yu, Sato Y S, Hiroyuki Kokawa *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 488: 25
- [7] Liu H J, Zhou L. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2010, 20: 1873
- [8] Liu H J, Zhou L, Liu Q W. *Materials and Design*[J], 2010, 31: 1650
- [9] Zhou L, Liu H J, Liu Q W. *Materials and Design*[J], 2010, 31: 2631
- [10] Fratini L, Micari F, Buffa G *et al.* *CIRP Annals-Manufacturing Technology*[J], 2010, 59: 271
- [11] Mironov S, Zhang Y, Sato Y S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2008, 59: 27
- [12] Mironov S, Zhang Y, Sato Y S *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2008, 59: 511
- [13] Fujii H, Sun Y F, Kato H *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527: 3386
- [14] Ulrike Dressler, Gerhard Biallas, Ulises Alfaro Mercado. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 526: 113
- [15] Fazel-Najafabadi M, Kashani-Bozorg S F, Zarei-Hanzaki A. *Materials and Design*[J], 2010, 31: 4800
- [16] Liao Jinsun, Yamamoto Naotsugu, Liu Hong. *Materials Letters*[J], 2010, 64: 2317
- [17] *ASTM E8/E8M-08*[S]. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, 2008
- [18] Shi Jianjun(史建军), Ma Hongjiong(马洪炯). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2009, 38(9): 120
- [19] Xie Qing(谢卿), Wang Hong(王弘), Wang Yunbin(王贇斌). *China Measurement*(中国测试)[J], 2009, 35(4): 4
- [20] Yang Jing(杨静), Cheng Donghai(程东海), Huang Jihua(黄继华) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2007, 36(23): 15

## Effect of Forced Cooling on Microstructure and Mechanical Property of Friction Stir Welded Joint of TC4 Titanium Alloy

Wang Wen<sup>1</sup>, Li Yao<sup>2</sup>, Hao Yaxin<sup>1</sup>, Wang Qingjuan<sup>1</sup>, Wang Kuaishe<sup>1</sup>, Hai Minna<sup>1</sup>

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Xi'an Aircraft International Corporation, Xi'an 710089, China)

**Abstract:** TC4 titanium alloy plate was friction stir welded (FSW) in air and forced cooling condition separately, and microstructure and mechanical properties of the joints were investigated. The result shows that FSW joint consists of stir zone, thermo-mechanically affected zone and base material. Base material annealed after heat rolling is characterized by primary  $\alpha$  and  $\beta$  phase. Stir zone is fully lamellar  $\alpha+\beta$  structure, which is mainly controlled by phase transformation from  $\beta$  monophase to lamellar  $\alpha+\beta$  phase in air. Thermo-mechanically affected zone exhibits bimodal microstructure of equiaxed  $\alpha$  grain and  $\alpha+\beta$  lamellar. Its transformation characteristic is dynamic recrystallization and phase transformation. Stir zone is characterized by acicular martensite in forced cooling condition, which is mainly controlled by martensite transformation. The microhardness of FSW joint welded in forced cooling condition is significantly higher than that welded in air, but its ultimate tensile strength is slightly lower.

**Key words:** friction stir welding; TC4 titanium alloy; microstructure; mechanical property; forced cooling

Corresponding author: Wang Wen, Candidate for Ph. D., School of Metallurgy Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, Tel: 0086-29-82205097, E-mail: wangwen2016@126.com