

超声跨态处理对 TC4 钛合金激光焊缝组织与硬度的影响

刘浩东¹, 胡芳友¹, 戴京涛¹, 崔爱永¹, 黄飞², 李洪波³

(1. 海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041)

(2. 海装航技部, 北京 100071)

(3. 中国石油大学(华东), 山东 青岛 266580)

摘要: 为改善 TC4 钛合金激光焊接质量, 引进超声振动场辅助激光焊接工艺(超声跨态处理, UPPLW), 通过改变超声场强度的方法, 研究超声功率对接头宏观形貌、微观组织以及显微硬度的影响。结果表明, 在辅助超声场作用下, 随着超声功率的增加, 焊缝表面出现团簇状凹坑且表面粗糙度降低; α' 相针状马氏体含量更加密集, 取向和排列更加杂乱, 针状组织的平均长度因超声振动和辐射压力的作用而变短; 焊缝区域的显微硬度增大, 热影响区和母材区域的显微硬度基本保持不变。

关键词: TC4 钛合金; 超声跨态处理; 激光焊接; 微观组织; 显微硬度

中图分类号: TG146.2⁺3; TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)02-0624-06

钛合金因具有高强度、高比强度以及较好的耐蚀性能等优点, 在现代航空航天和国防领域扮演着越来越重要的战略角色^[1-4]。该合金具有优异的综合性能, 可以进行焊接和机械加工, 长期工作温度可达 400 °C 以上, 主要用来制备飞机结构的加强框、梁、接头耳片以及壁板等重要承力构件^[5-7]。

超声跨态处理 (ultrasonic processing across different phases based on laser welding, UPPLW) 是指在进行激光焊接时, 在焊接位置同侧附近区域随焊附加超声振动场, 利用超声发生器的频率跟踪功能与试件形成谐振, 通过影响焊接熔池的形成、流动和凝固等关键跨态转变阶段以及焊缝区域的高温超塑性固态相变阶段, 达到改善焊缝凝固组织, 控制焊接变形, 缓释接头残余应力, 提高接头力学性能以及减少裂纹等缺陷的目的^[8]。本研究探讨了超声跨态处理对 TC4 钛合金激光焊缝组织及硬度的影响。

1 实验

实验材料为厚度 1.5 mm 并处于退火处理态的 TC4 航空用钛合金薄板, 化学成分见表 1。实验前用金相砂纸对待焊端口进行打磨处理, 并用丙酮进行清洗。

表 1 TC4 钛合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of TC4 alloy ($\omega/\%$)					
Al	V	Fe	O	H	Ti
6.15	4.13	0.08	0.009	0.002	Bal.

焊接设备为自主研发的 LER-3 型 Nd:YAG 激光在线抢修机, 该设备可产生波长为 1.06 μm 的脉冲激光, 最大输出功率为 500 W, 最大单脉冲能量为 80 J, 脉冲宽度为 0.1~20 ms 并连续可调, 脉冲频率为 1~500 Hz 并连续可调。以日本 ERGR-HP3-AA00 型机器人作为执行机构。使用 Ar 气 (纯度为 99.99%) 作为保护气进行正面保护, 并固定流量为 1.5 L/min, 焊接工艺参数如表 2 所示。超声设备为 TJS-3000-V6.0 型智能数控强振超声系统, 具体实验装置示意图 1。焊接后制备金相试样, 采用 KH-7700 型三维视频显微系统和 JSM-6700F 型扫描电镜对接头低倍宏观形貌和高倍微观组织进行观察, 采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射

表 2 激光焊接工艺参数

Table 2 Laser welding parameters					
Current/ A	Impulse width/ ms	Frequency/ Hz	Welding speed/ $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	Spot diameter/ mm	Defocusing amount/ mm
187	10	5	2	0.3	-1

收稿日期: 2017-02-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51505491, 50804053); 海军航空工程学院创新基金 (20121009)

作者简介: 刘浩东, 男, 1986 年生, 博士, 海军航空大学青岛校区, 山东 青岛 266041, 电话: 0532-58833177, E-mail: mdlhd@sina.com

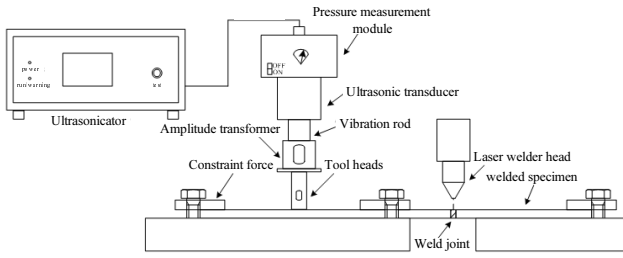


图 1 超声跨态处理系统示意图

Fig.1 Schematic of welding processing with ultrasonic system

仪对样品进行物相分析，采用 VEECO WYKO NT1100 型非接触式光学轮廓仪测量接头表面轮廓。

2 结果与分析

2.1 超声跨态处理对接头宏观形貌的影响

图 2 所示为未采用超声跨态处理工艺的常规 TC4 钛合金激光焊缝在光学显微镜下的宏观形貌。

可以发现，焊缝表面呈银白色，光斑重叠率适中且边缘轮廓较为清晰，熔池表面存在类似树木年轮的较为整齐规则的纹理，并且熔池边缘位置的波纹线相较熔池中心部位要更加清晰。

图 3a~3d 所示为不同超声跨态处理工艺下的 TC4 钛合金激光焊缝在光学显微镜下的宏观形貌。

可以发现，焊缝表面的年轮状纹理相较未施加超声振动时更为杂乱且同一脉冲熔池不同部位的波纹深度具有更大的差异。在凝固熔池表面还出现大量形状

不规则的团簇状凹坑，这些凹坑主要集中在焊缝的中心轴线部位并向两侧延伸，并且随着超声振动功率的增加，凹坑向两侧延伸的长度以及凹坑的面积和深度也随之变大。另外对比各图还可发现，超声功率小于 1200 W 时，凹坑在面积和深度上的增长速度较快，当功率超过 1200 W 后，增长速率有所下降。

图 4a、4b 所示分别为未辅加超声振动以及辅加超声振动功率为 1200 W 时的熔池表面轮廓形貌图。

可以发现，未施加超声振动焊缝的单脉冲最大高度梯度差为 62 μm ，而施加 1200 W 超声振动时，尽管产生许多凹坑，但单脉冲最大高度梯度差却减小为 59 μm 。焊缝表面形貌主要包括表面粗糙度和波度，其中表面粗糙度是指焊缝表面较小间隔的峰谷所组成的微观几何特征^[9]，高度梯度差可以表征焊缝表面粗糙度，相同间隔的高度梯度差越小，表明焊缝的表面粗糙度

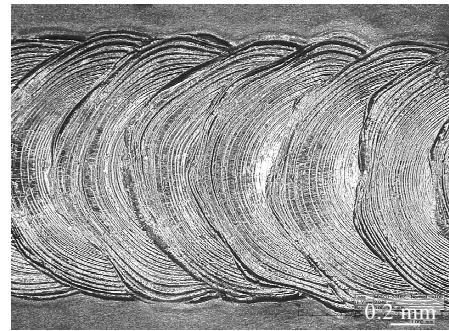


图 2 未辅加超声振动焊缝表面形貌

Fig.2 Welding surface morphology without ultrasonic vibration

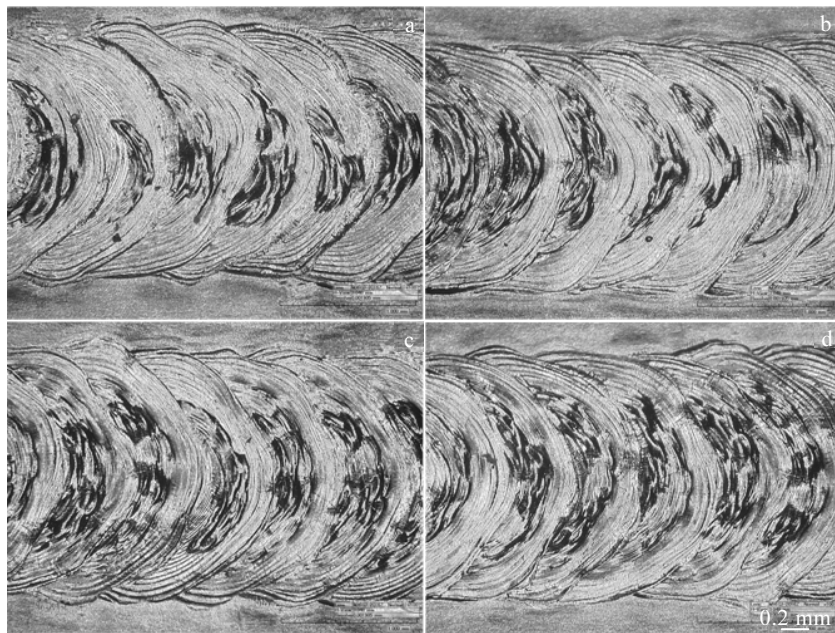


图 3 辅加不同超声振动功率的焊缝表面形貌

Fig.3 Surface morphologies of welding joints with different ultrasonic vibration powers: (a) 400 W, (b) 800 W, (c) 1200 W, and (d) 1600 W

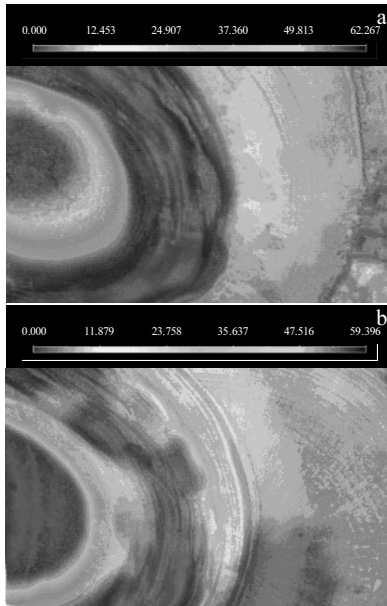


图 4 焊缝表面轮廓形貌

Fig.4 Profile morphologies of welding joints surface: (a) without ultrasonic vibration field and (b) with ultrasonic vibration power of 1200 W

越小，由于较大的表面粗糙度会造成应力集中而使焊缝的疲劳强度下降，故可推知，在未对焊缝进行后期表面处理时，超声跨态处理焊缝的抗疲劳性能优于常规激光焊缝。

超声跨态处理影响熔池表面形貌的本质是对熔池流场的作用^[10]。该作用是动态连续的循环过程，在作用前段，超声振动使液态金属对流能量增大，提高了对流速度并加剧熔池的活动程度；在作用后段，超声振动使熔池活动加剧，加速了熔池的热对流和热传导，从而减小熔池与周围区域的温度梯度，表面张力梯度也随之降低，故导致熔池对流降低。当对流速率降至某值时，将重新进入作用前段，如此往复。随着超声功率的增加，超声振动对熔池流场发生作用的两个阶段皆随之加强，因此熔池表面的凹坑形貌在面积和平均深度上均随之增加。

2.2 超声跨态处理对接头微观组织的影响

图 5a、5b 所示分别为未采用超声跨态处理的 TC4 钛合金激光焊缝在扫描电镜下的微观组织形貌及 X 射线衍射图谱。其中组织照片的拍摄位置为距焊缝上表面 0.7 mm 左右的中部区域。

可以发现，接头组织主要由 α' 相和 β 相组成。在激光焊接过程中，钛合金被快速加热至 β 相转变温度以上，但从 β 相中析出 α 相的相变行为来不及进行。在熔池的快速凝固过程中，体心立方 (bcc) 晶格的 β

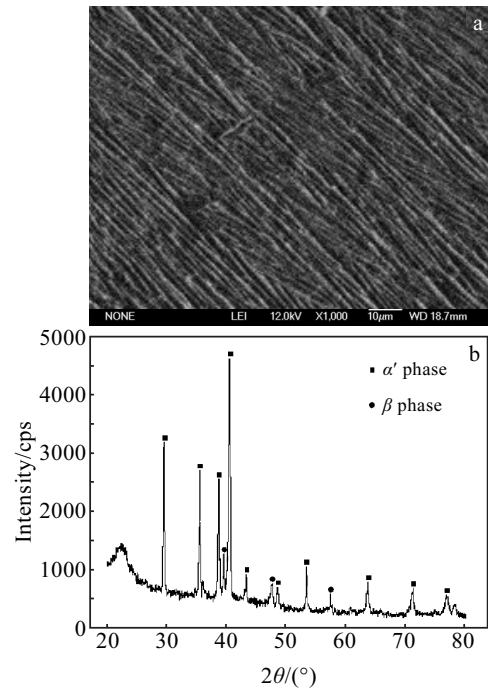


图 5 未辅加超声振动接头的微观组织形态及 X 射线衍射图谱
Fig.5 Microstructure (a) and XRD pattern (b) of welding joints without ultrasonic vibration field

相在较大的过冷度下发生向密排六方 (hcp) 晶格的过饱和固溶体 α' 相转变的行为^[11,12]，形成长针状马氏体组织并保留原 β 相界。可观察到该 α' 相长针状马氏体的取向比较一致且排列比较整齐。

图 6a~6d 所示为不同超声跨态处理工艺下的 TC4 钛合金激光焊缝在扫描电镜下的微观组织形貌。

可以发现，激光焊接过程辅加超声振动场后，虽然接头组织仍主要由 α' 相和 β 相组成，但随着超声振动功率的增加，特别是功率超过 800 W 后，马氏体含量越来越密集，取向和排列越来越杂乱且平均长度越来越短。

TC4 钛合金在激光焊接过程中形成马氏体组织，应满足系统总自由能变化 $\Delta G < 0$ 的热力学条件，总自由能变化 ΔG 表示为：

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e + \Delta G_p \quad (1)$$

式中， ΔG_v 为马氏体相与母相吉布斯化学自由能之间的差 ($G_{\alpha'} - G_{\beta}$)，该差值是马氏体相转变的驱动力； ΔG_s 为马氏体相转变增加的界面能； ΔG_e 为马氏体相转变产生的弹性应变能，其主要形成原因是基于比容的增大以及新旧相之间共格关系的维持； ΔG_p 为马氏体相转变过程中塑性应变能的消耗总和，其主要形成原因是切变和协作形变。定义马氏体相的开始转变温度为 M_s ，则 M_s 同时也是马氏体相变最小驱动力阈值 ΔG_p

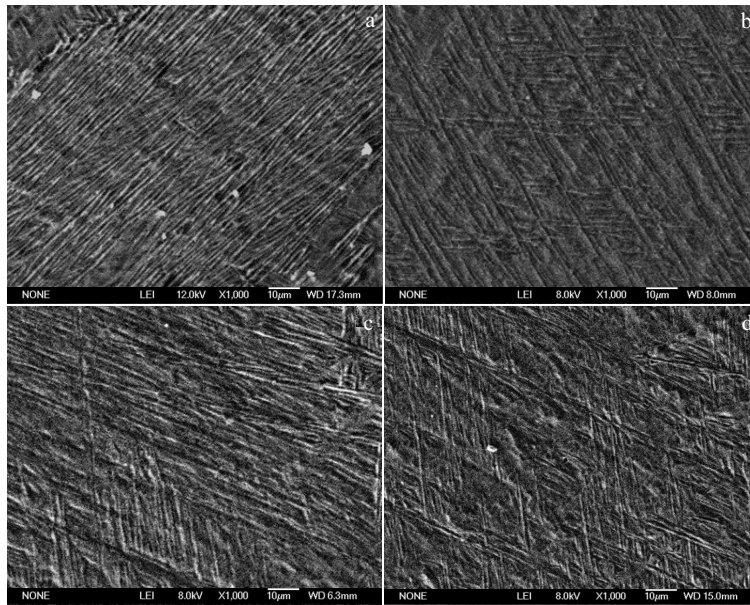


图 6 辅加不同超声振动功率的接头中马氏体形态

Fig.6 Martensite morphologies of welding joints with different ultrasonic vibration powers: (a) 400 W, (b) 800 W, (c) 1200 W, and (d) 1600 W

的临界温度，其可表示为 $\Delta G_p = \Delta S (T_0 - M_s)$ ，如图 7 所示，在 M_s 温度点以下，马氏体相变的驱动力随温度的增大而减小。而外加应力 σ 对马氏体相转变的影响可由体系自由能的变化进行分析，如式 2 所示：

$$\Delta G = \Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e + \Delta G_p \pm \sigma \varepsilon \quad (2)$$

式中， ε 为总转变应变， $\sigma \varepsilon$ 前正号代表反抗转变，负号代表促进转变；Patel 和 Cohen 对外加应力与马氏体相变之间的影响关系进行过定量研究^[13]，得到剪切应力总是促进转变的结论，这主要是基于马氏体相变引起的点阵畸变以切变分量为主，而单轴拉伸和压缩应力也有助于马氏体转变，因为当母相为晶体学对称时，晶体系统可拥有大量的变体，故总会存在某个合适的单轴应力切变分量使 M_s 升高。

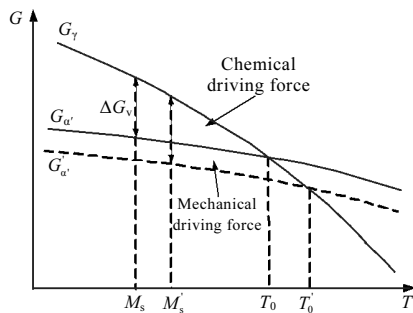


图 7 马氏体的相变驱动力与温度的关系

Fig.7 Relationship between driving force of martensite transformation and temperature

激光焊缝从加热熔化到冷却凝固的整个热循环过程中，超声振动在试件中的传播使焊缝在马氏体的快速相变过程中受到连续多次的交变应力作用，使接头在马氏体的相转变温度范围 ($M_s \sim M_f$) 内发生塑性变形而降低系统的自由能，通过提高马氏体的相变驱动力而促进马氏体转变。另一方面，马氏体相变将引起系统的体积膨胀，多向交变应力的施加会减轻膨胀的阻碍而促进马氏体的相变。综上，随超声振动功率的增加，马氏体的含量越来越密集，而长针状马氏体组织的平均长度则因超声振动和声辐射压力的作用而变短^[14]，同时马氏体的排列和取向也因此更加杂乱。

2.3 超声跨态处理对接头显微硬度的影响

图 8 所示为不同超声跨态处理工艺下 TC4 钛合金激光焊缝的显微硬度分布曲线。

可以发现，不同超声功率下，焊缝的显微硬度分布均为从焊缝中心线至母材方向呈单调递减的抛物线形式，焊缝各区域的显微硬度均高于母材（平均硬度为 3.26 GPa）；在焊缝区域，越靠近焊缝中心线的位置硬度越高，但总体波动不大，焊缝中心位置的显微硬度最高，达到 4.06 GPa；在靠近热影响区的位置，显微硬度出现陡降。随超声功率的增加，焊缝区域的显微硬度逐渐变大，超声功率 1200 和 1600 W 对应接头的显微硬度曲线互有交叉但基本重合，热影响区和母材区域的显微硬度在不同超声功率下基本保持不变。

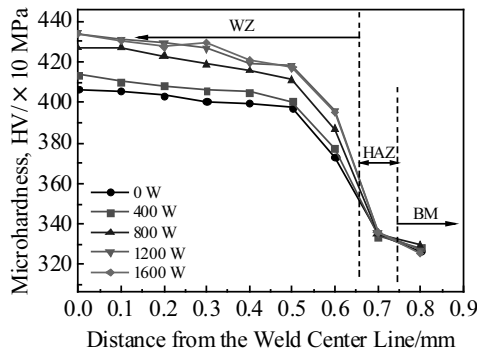


图 8 不同超声功率下 TC4 钛合金激光焊缝显微硬度分布曲线

Fig.8 Microhardness distribution curves of welding joints with different ultrasonic vibration power

TC4 钛合金激光焊缝的显微硬度与微观组织紧密相关，并主要受马氏体相变的影响。焊缝中心区域在激光焊接后的快速冷却过程中将发生马氏体相变，引发 β 相向 α' 相针状马氏体相的转变，从而使焊缝组织的片状区域中存在大量 α' 相针状马氏体密集区。该马氏体组织比较细小且具有较高的位错密度和孪晶亚结构，并存在大量的相界面，从而使焊缝中心区域的显微硬度增大。TC4 钛合金激光焊缝的热影响区宽度极小且加热温度显著低于焊缝中心区域，故该区域的组织转变主要以固态相变和合金元素的高温扩散为主，合金元素含量的变化较小，形成的马氏体组织较少。由于针状马氏体组织的分布密集程度与其产生的界面强化效果呈正相关，因此热影响区的显微硬度低于焊缝中心区域。由 2.2 节可知，超声跨态处理可促进 TC4 钛合金激光焊缝的马氏体相变，并且该促进作用随超声功率的增加而增大，因而焊缝区域的显微硬度随超声振动功率的增加而增大。并且由硬度分布曲线可知，在本实验条件下，超声跨态处理促进马氏体相变的有效极限功率约为 1200 W。另外，相关实验表明，超声跨态处理可显著细化接头组织晶粒。材料强度与晶粒尺寸的关系可由 Hall-Petch 公式^[15]表示：

$$\sigma_{el} = \sigma_0 + k_0 \delta^{-\frac{1}{2}} \quad (3)$$

式中，为 σ_{el} 屈服强度， σ_0 和 k_0 为常数， δ 为晶粒尺寸。

由式 (3) 可知，随着晶粒尺寸的减小，材料的强度和硬度将显著提高，故超声跨态处理细化晶粒的作用也对焊缝显微硬度的提高有相当的贡献。

3 结 论

1) TC4 钛合金激光焊接过程辅加超声振动场后，随着超声振动功率的增加，激光焊缝表面的年轮状纹

理变得更加杂乱并出现团簇状凹坑，焊缝的表面粗糙度出现一定程度的降低。

2) 随着超声振动场强度的增大，焊缝组织的物相构成未发生明显变化，但 α' 相针状马氏体的含量更加密集且平均长度变短，马氏体组织的取向和排列也更加杂乱。

3) 随着超声振动场强度的增加，焊缝区域的显微硬度逐渐变大，而热影响区和母材区域的显微硬度在不同超声功率下基本保持不变。超声跨态处理促进 TC4 钛合金激光焊缝马氏体相变的有效极限功率约为 1200 W。

参考文献 References

[1] Wang Wei(王 维), Li Qi(刘 奇), Yang Guang(杨 光) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 194

[2] Yang Wulin(杨武林), Yang Xiaohua(杨晓华), Li Xiaoyan(李晓延) *et al. Transaction of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2012, 33(3): 105

[3] He Weifeng(何卫锋), Li Yinghong(李应红), Li Qipeng(李启鹏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(8): 1643

[4] Oh Jinkeun, Kim Nack J, Lee Sunghak *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 340(1-2): 232

[5] Gao Yang(郜 阳), Sun Zhichao(孙志超), Yang He(杨 合) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(5): 951

[6] Zhu Jingchuan(朱景川), He Dong(何 东), Yang Xiawei(杨夏炜) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(2): 382

[7] Zhou Yigang, Zeng Weidong, Yu Hanqing. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 393(1-2): 204

[8] Liu Haodong(刘浩东), Hu Fangyou(胡芳友), Cui Aiyong(崔爱永) *et al. Transaction of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2015, 36(8): 13

[9] Lv Guangyi(吕光义), Zhu Youli(朱有利), Li Li(李 礼) *et al. China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2007, 20(4): 38

[10] Wang Wei(王 维), Yue Yaoyang(岳耀扬), Yang Guang(杨 光) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015, 42(11): 1 103 007

[11] Ahmed T, Rack H J. *Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 243(3): 206

[12] Bergmann J P. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2005, 10(1): 50

- [13] Patel J R, Cohen M. *Acta Metallurgica*[J], 1953, 1(5): 531
2014, 43(8): 2453
- [14] Wang Wei(王 维), Guo Pengfei(郭鹏飞), Yang Guang(杨 光)
et al. Infrared and Laser Engineering(红外与激光工程)[J],
1999, 101(34): 2043
- [15] Meric C, Atik E, Engez T. *Materials Research Bulletin*[J],
1999, 101(34): 2043

Effect of Ultrasonic Vibration on Microstructure and Hardness of TC4 Titanium Alloy Laser Welding Joints

Liu Haodong¹, Hu Fangyou¹, Dai Jingtao¹, Cui Aiyong¹, Huang Fei², Li Hongbo³

(1. Naval Aeronautical University Qingdao Branch, Qingdao 266041, China)

(2. Department of Navy Aviation Technology Support, Beijing 100071, China)

(3. China University of Petroleum, Qingdao 266580, China)

Abstract: In order to improve the laser welding quality of TC4 titanium alloy, ultrasonic processing across different phases based on laser welding was introduced to assist laser welding, and the effects of ultrasonic vibration field on the macromorphologies, microstructures and microhardness of the laser welding joints were studied by changing the ultrasonic vibration power. The results show that under the effect of the ultrasonic vibration field, with the increase of ultrasonic vibration power, clumped concaves appear on the welding surface, and the surface roughness of the welding joints is lower; meanwhile, the acicular α' -martensite content is more intense, and its orientation and arrangement are more cluttered; besides, the acicular α' -martensite average length is shorter because of ultrasonic vibration and radiation pressure. The microhardness of welding joints increases, but the microhardness of heat affected zone and the base metal area remain unchanged with the increase of ultrasonic vibration power.

Key words: TC4 titanium alloy; ultrasonic processing across different phases based on laser welding; laser welding; microstructure; microhardness

Corresponding author: Liu Haodong, Ph. D., Naval Aeronautical University Qingdao Branch, Qingdao 266041, P. R. China, Tel: 0086-532-58833177, E-mail: mdlhd@sina.com