

引文格式: 吴鸿燕, 陈炯, 桑玉蕊, 等. 工艺参数对 TiNi 合金 /TC4 钛合金超声波焊接接头形貌和力学性能的影响研究[J]. 航空制造技术, 2023, 66(11): 71-76.

WU Hongyan, CHEN Jiong, SANG Yurui, et al. Study on effect of process parameters on morphology and mechanical properties of TiNi alloy/TC4 titanium alloy ultrasonic welding joint[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2023, 66(11): 71-76.

工艺参数对 TiNi 合金 /TC4 钛合金超声波焊接接头形貌和力学性能的影响研究

吴鸿燕¹, 陈炯¹, 桑玉蕊¹, 陈玉华², 王理涛²

(1. 九江职业技术学院, 九江 332007;

2. 南昌航空大学, 南昌 330063)

[摘要] 采用超声波焊对镍和纯铝作为过渡中间层材料的 TiNi 记忆合金和 TC4 钛合金异种材料进行焊接, 研究了不同工艺参数对 TiNi/TC4 异种金属焊接接头形貌和力学性能的影响规律。结果表明, Al 中间层接头界面附近材料的塑性变形程度要远大于 Ni 中间层接头中的塑性变形, 并且有大量的 Al 被挤出界面。焊接时间和压力对焊接接头的抗拉剪力有明显影响, 接头的抗拉剪力随着焊接时间和焊接压力的增加先增大后减小。超声波焊接过程还会改变焊缝区材料的显微硬度, 平行于结合面方向, 焊核位置相比于未焊接的母材硬度有小幅度的增加, 垂直于结合面方向, 越接近结合界面, 材料的硬度越高, 但两者的增幅一般不超过 10%。

关键词: TiNi 合金; TC4 钛合金; 工艺参数; 超声波焊接; 力学性能

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2023.11.071



吴鸿燕

讲师, 硕士, 研究方向为焊接和无损检测。

TiNi 形状记忆合金 (Shape memory alloy, SMA), 具有超弹性和优异的形状记忆性能, 以及较高的比

强度、抗磨损、抗腐蚀和生物相容性等特点, 在航天航空、原子能、海洋开发、仪器仪表及医疗器械等领域应用前景广阔^[1-4]。钛合金具有密度小、比强度高、抗耐蚀性能好、无磁性等特点^[5]。焊接是钛合金制品生产和制造过程中不可缺少的加工工艺^[6]。然而, TiNi 合金和钛合金在物理、化学性能方面存在较大差异, 材料线膨胀系数的差异, 使其在焊接时极易产生热裂纹。其次, 由于基材化学成分不同, 焊缝处会生成新的化合物和物相, 造成成分和组织不均, 降低接头性能^[7]。因此, 焊接时要尽量缩短时间, 或加入中间过渡层, 使其尽可能不产生液相。所以, 固相连接方法是连接 TiNi 合金与 TC4 钛合金异种材料的最佳方法。

超声波焊是一种常见的固相连

接方法, 焊接过程中工件只有局部受短时的高温, 材料没有熔化, 所以工件变形小, 不易产生缺陷, 适合异种材料的连接。本文采用超声波焊对 TiNi 合金和 TC4 钛合金异种材料连接进行探索。研究了不同工艺参数对添加中间层形成的 TiNi/TC4 异种金属超声波焊接接头力学性能的影响规律, 为异种材料超声波焊方面的研究提供了理论和试验依据。

1 试验条件及方法

试验选用 0.25 mm 厚的 TiNi 记忆合金和 0.2 mm 厚的 TC4 钛合金, 其主要化学成分如表 1 所示。因为 TiNi 合金与 TC4 钛合金硬度较大, 直接焊接会产生应力集中, 在高频振动下会在焊点的边缘发生断裂。为了解决这

一问题,试验采用纯镍和纯铝作为过渡中间层材料来进行超声波焊接。

试验设备为美斯特公司生产的MXTER-3000-A型超声波焊机,如图1所示。焊接后的试样在INSTRON-5540型微机控制电子试验机上测试,采用0.4 mm/min的拉伸速率,每组工艺下取3个接头试样进行测试,平均值作为该参数下的最终抗拉剪力。采用WT-401MVD型维氏显微硬度计对接头进行硬度测试,加载时间为10 s,由于TiNi合金和TC4钛合金与中间层材料镍、铝的硬度值相差较大,TiNi合金和TC4施加载荷为200 g,中间层材料施加载荷为100 g,对于横向的硬度分布采样取点间隔为0.5 mm,纵向硬度分布的采样取点间隔为0.05 mm。硬度测试采样点如图2所示。

2 试验结果与分析

2.1 工艺参数对接头宏观形貌的影响

图3为添加不同中间层焊接接头的宏观形貌。可以发现,上焊件的表面有超声波焊头留下的压痕,这是由

于振动时,焊头下面接触部分相互摩擦传递给焊件所致。因此,在焊头下方能看到金属塑性挤出留下的痕迹,对于不同的材料,压痕的深浅也不同。

图4为焊接接头上焊件表面压痕形貌压痕位置的放大。可见对于Ni中间层接头,当焊接时间较短时,

焊头很难压入材料,压痕较浅,随着焊接时间的增加,摩擦产热增多,材料开始出现软化,塑性变形明显,焊头压入材料内部将部分母材挤出;对于铝中间层,压痕的深度都较深,随时间变化不明显,但在图4(c)~(d)中压痕凹坑周围出现一些刮擦

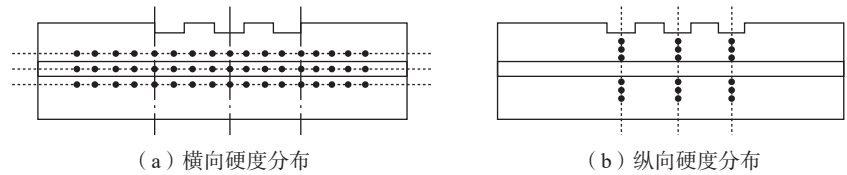


图2 显微硬度测试取点示意图

Fig.2 Schematic diagram of point selection for microhardness test

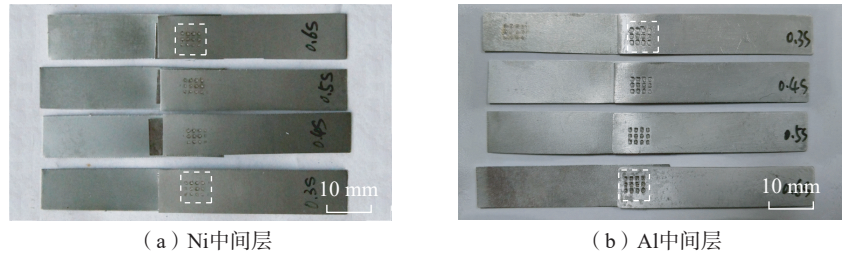


图3 焊接接头宏观形貌

Fig.3 Macroscopic morphology of welded joints

表1 试验材料的主要化学成分(质量分数)
Table 1 Main chemical compositions of test materials (mass fraction) %

合金元素	Al	V	Ti	Ni
TiNi	—	—	44.34	55.66
TC4	5.5	4.37	90.13	—

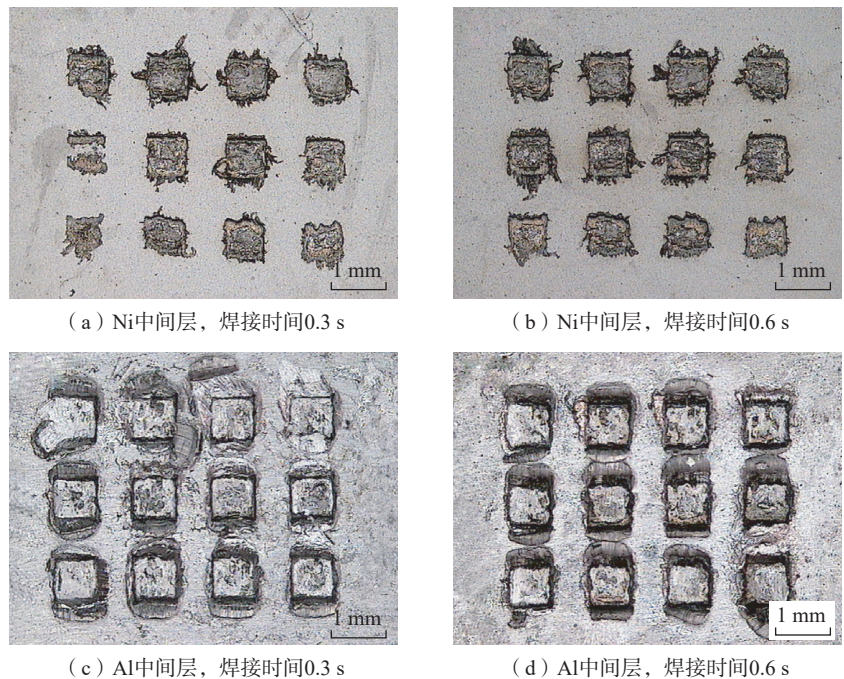


图4 焊接接头上焊件表面压痕形貌

Fig.4 Surface indentation morphology of weldment on welded joint

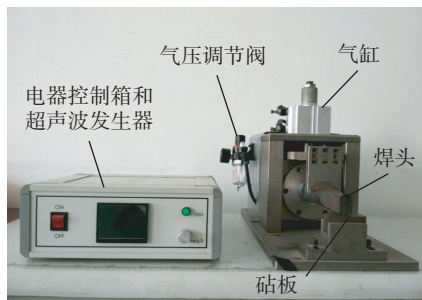


图1 超声波金属点焊机

Fig.1 Ultrasonic metal spot welder

的痕迹,这是由于在焊接过程中焊头凸点与TC4表面的热浸镀铝层发生了粘连,在焊接结束取下焊件时与焊头凸点间发生了碰撞刮擦所致。

如图4所示,在超声波焊接过程中,焊头下方与焊头凸点接触的材料由于振动摩擦的原因经常会发生材料挤出现象,材料挤出过程的机理如图5所示,由于振动过程是周期循环的,因此给出了1/4和1/2焊接周期的示意图。

图5表示当焊头相对于上焊件进行运动时,上焊件表面的材料被挤出的过程。在刚开始的1/4周期,焊头下压,这时与焊头右侧相邻的上焊件表面的材料被挤出,同时下方处于塑性状态的材料被挤至因焊头移动留下的左侧空隙。这些从焊头下方被挤出的材料由于没有力的作用将留在空隙中。由于焊头下方的材料被挤出,焊头将更深入地压进材料中。1/2周期过程刚好相反,焊头左侧材料被挤出至原始的材料表面,右侧留下的缺口将再次被焊头下方的材料填补,焊头再次深入材料的内部。

上述过程在每个振动周期会进行重复,因此在一些情况下,如材料的硬度较低,塑性较好时会消耗上焊件的厚度,在Al/Al、Cu/Cu的超声波试验中也充分证实了这一点。

2.2 焊接时间对抗拉剪力的影响

图6为Ni做中间层,焊接压力 P 为0.44 MPa、0.48 MPa、0.52 MPa、0.56 MPa和0.60 MPa时,焊接时间对TiNi/Ni/TC4超声波焊接接头抗拉剪力的影响。可见,随着焊接时间的增加,抗拉剪力先增后减。在 $t=0.3$ s时,抗拉剪力很小,这是因为在短时间

内,超声能量大多消耗在了焊件的加热和弹塑性变形上,使得结合界面处的摩擦和塑性变形不足,只有少量机械嵌合。随着焊接时间加长,材料的塑性变形增强,微观接触面积增大,结合面上发生了扩散和金属键合,接头强度提高。当 $t>0.5$ s以后,随着焊接时间的增加,接头的抗拉剪力又下降了,这是因为长时间高频振动破坏了原有的连接,同时高频振动会在已经形成的连接界面处产生疲劳,使得接头的抗拉剪力有所下降。当 $P \leq 0.52$ MPa时,从0.3 s增加到0.5 s的焊接时间过程中,接头的抗拉剪力迅速增加,在0.5~0.6 s时,接头的强度基本趋于稳定;当 $P=0.56$ MPa时,焊接时间在0.3~0.5 s时,接头的强度虽然有所提高,但是幅度较小,超过0.5 s后又轻微下降;当 $P=0.60$ MPa时,焊接接头的强度只有小幅增长。

综上所述,可以发现在超声波焊接过程中,当焊接压力较低时,焊接时间对接头的强度影响较大,随着焊接压力增大,焊接时间对接头强度的影响逐渐减弱。

焊接压力 P 为0.56 MPa,焊接时间对Ni、Al不同中间层超声波焊接接头抗拉剪力的影响见图7。可见,添加Al作中间层与添加Ni作中间层时基本相同,抗拉剪力强度都表现为先增后减,这是由于随着焊接时间延长,界面的温度升高,Al随温度升高软化严重,在焊接压力作用下被挤出焊接界面,造成部分焊点下的连接界面处发生渗铝,这时化合物层与TiNi母材接触,减小了有效结合区的面积,抗拉剪力下降。

2.3 焊接压力对抗拉剪力的影响

图8为Ni做中间层,焊接时间

0.3~0.6 s,焊接压力对TiNi/Ni/TC4超声波焊接接头抗拉剪力的影响。可见,焊接压力的影响规律与焊接时

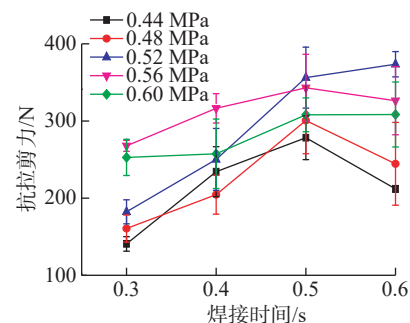


图6 焊接接头抗拉剪力与焊接时间的关系 (Ni做中间层)

Fig.6 Relationship between tensile shear force of welded joints and welding time (Ni as intermediate layer)

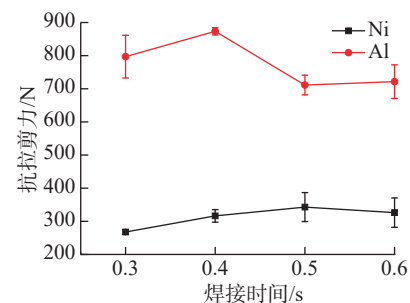


图7 焊接时间对不同中间层材料焊接接头强度的影响

Fig.7 Influence of welding time on welding joint strength of different intermediate layer materials

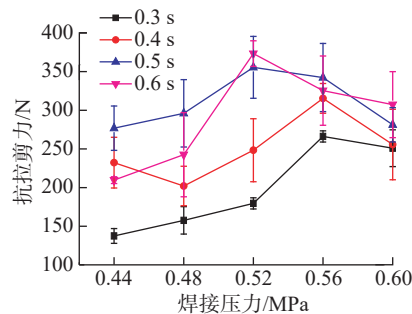


图8 焊接接头抗拉剪力与焊接压力的关系 (Ni做中间层)

Fig.8 Relationship between tensile shear force of welded joints and welding pressure (Ni as intermediate layer)



图5 1/4和1/2焊接周期内材料挤出过程示意图

Fig.5 Extrusion process of material in 1/4 and 1/2 welding cycle

间基本一致,都表现为先增后减。从图8中可以看出焊接时间一定时,接头抗拉剪力随焊接压力的增加而增加,当 $t \leq 0.4$ s,在 $P=0.56$ MPa时达到最大,当 $t \geq 0.5$ s,在 $P=0.52$ MPa时达到最大,之后当焊接压力继续增加,接头强度反而下降。由此可得,时间较短时焊接压力是决定接头强度的主要因素,压力大则强度高;随着时间的延长,焊接压力的作用开始削弱,压力大接头强度反而降低。因此,在焊接时间较短时要适当增加焊接压力,在时间较长时要适当降低焊接压力才能获得优良的焊接接头。

当 $P \leq 0.48$ MPa, $t \leq 0.4$ s时,接头的强度较低,这是因为焊接压力低,超声波能量小,结合面附近材料表面微氧化层未被破坏,塑性变形小,连接较弱。当焊接压力增加,结合面的高频摩擦加强,材料的塑性流动加剧,微结合区面积增大,成形更好。但是当焊接压力过高时,被焊工件接触面上的摩擦力变大,其相对滑动减弱,使焊头的振幅减小,焊件间的结合面积甚至会减少,再加上高频振动,在焊接区域形成疲劳破坏,从而降低了接头的抗拉剪力。

图9为 $t=0.5$ s,焊接压力对Ni、Al不同中间层超声波焊接接头抗拉剪力的影响规律。可见,不同中间层的焊接接头抗拉剪力随焊接压力增大时变化趋势相同,都表现为先增加,在 $P=0.52$ MPa时达到最大,分别为356 N (Ni中间层)、930.8 N (Al中间层),之后开始逐渐降低。这是因为焊接压力的增大使超声波焊接界面有效连接面积增大,强度增大。但随着压力的增大,Al升温软化,被挤出结合面,只留下镀铝时的化合物层与TiNi母材相接触,但连接困难,造成强度逐渐下降。

在图8和9中还发现,Al中间层接头的抗拉剪力远大于Ni中间层

接头。这是因为Al的熔点低,在焊接过程中界面温度更容易接近Al的熔点,使Al发生充分的塑性变形,这样,残留在焊接界面上的氧化物破碎并清除,使得中间层与未氧化的母材表面发生原子间的接触,形成大面积的结合区。另外由于不同的添加方式,Al为镀在TC4表面,在焊接过程中连接界面只有1个摩擦面,产生的热量较为集中,而Ni为箔片直接添加,焊接过程中连接界面有2个摩擦面,不必要的摩擦使得部分能量被损耗,同时产生的热量也较为分散,降低了连接界面的温度,致使Ni不易发生塑性变形,形成的有效连接面积减少。

2.4 超声波焊对接头显微硬度的影响

图10为Ni做中间层,焊接参数 $P=0.52$ MPa、 $t=0.5$ s时的接头结合面附近横向硬度测试结果。可以看出,没有受到超声波焊头挤压影响的基材硬度比焊核区低,经过焊头挤压和焊接作用后,TiNi合金硬度值由原来母材的245~253HV增大到265~302HV,TC4钛合金硬度值由原来母材的298~316HV增到321~336HV,中间层Ni由原来母材的93~98HV增大到114~150HV。超声波焊接接头焊核区材料的硬度高于母材,可能是由于:(1)被焊接材料在超声波焊接过程中受到热和挤压的作用,母材产生了加工硬化效果^[8];(2)在超声波焊接过程中高频振动产生高频的周期形变增加了晶粒的内应力,引起晶格畸变产生相互滑移,使晶格的位错密度增大,位错间的相互作用加强,增加了金属塑性变形抗力^[9],使得接头的硬度增大。

图11为结合面附近纵向(压痕下方)显微硬度分布曲线。与焊点边缘位置的显微硬度相比较,中心线附近的硬度值高。其中TC4侧中心线上靠近结合面的硬度值达到了

339HV,比TC4母材高,而与上声极接触界面附近的硬度值为320HV,比母材高;TiNi合金侧中心线上靠

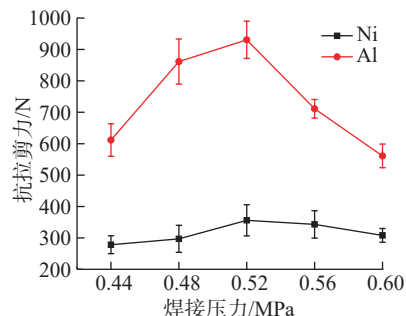


图9 焊接压力对不同中间层材料焊接接头强度的影响

Fig.9 Influence of welding pressure on welding joint strength of different intermediate layer materials

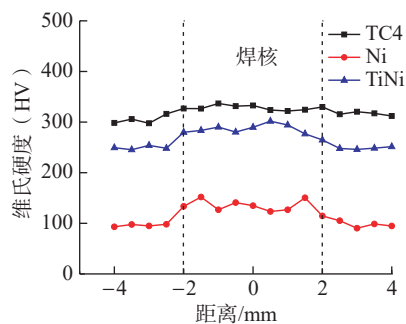


图10 焊接结合面附近横向硬度分布 (Ni做中间层)

Fig.10 Transverse hardness distribution near welding joint surface (Ni as intermediate layer)

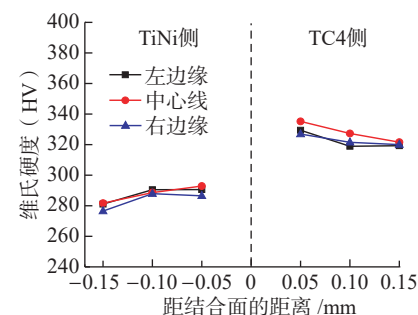


图11 焊接结合面附近纵向硬度分布 (Ni做中间层)

Fig.11 Longitudinal hardness distribution near weld joint surface (Ni as intermediate layer)

近结合面的硬度值达到了 294HV, 比 TiNi 合金母材高, 与铁砧接触界面附近的硬度值为 280HV, 比母材高。这是由于远离界面的位置只受焊接压力的影响, 而靠近结合面附近, 在焊接过程中超声频率的振动摩擦使得界面结合区域内金属颗粒高频振动, 元素的扩散能力和金属流动行为加强, 金属材料发生塑性变形, 产生大量位错运动, 使位错密度迅速增大, 提高了材料的硬度。

图 12 为 $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时的 Al 中间层接头结合面附近横向硬度分布。可见, 硬度的变化趋势与添加 Ni 中间层相同, 即在焊核部位硬度值有一定程度的增大。TiNi 合金和 TC4 钛合金硬度值增加相对较小, 而中间层 Al 的增幅较大, 主要是因为镀铝层为工业纯铝, 自身硬度较低, 在经过超声波焊头挤压作用后, 加工硬化效果显著, 因此硬度变化较大。

图 13 为结合面附近纵向(压痕下方)显微硬度分布曲线, 与图 11 的变化趋势相同, 越接近超声波焊接结合面位置的硬度值越大。这是因为在超声波焊接过程中, 结合面附近材料受到振动摩擦作用产生金属颗粒的高频振动, 使金属塑性变形加强, 产生大量位错运动, 使位错密度增大, 造成材料硬度有一定程度的增加。

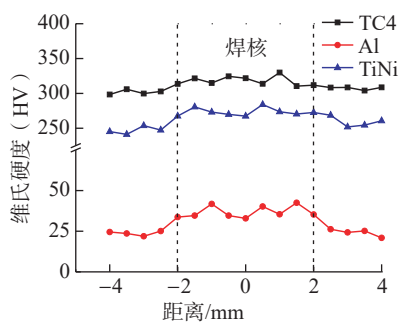


图 12 焊接结合面附近横向硬度分布 (Al 做中间层)

Fig.12 Transverse hardness distribution near weld joint surface (Al as intermediate layer)

3 结论

(1) 添加 Ni 和 Al 中间层的 TiNi/TC4 焊接接头中, 焊缝区结合面平直, Al 中间层接头界面附近材料的塑性变形程度要远大于 Ni 中间层接头中的塑性变形, 并且有大量的 Al 被挤出界面。

(2) 超声波焊接的时间和压力对焊接接头的抗拉剪力有明显影响, 接头的抗拉剪力随着焊接时间和焊接压力的增加, 先增大后减小。添加 Ni 中间层, $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时, 接头的抗拉剪力达到最大, 为 356 N; 添加 Al 中间层, $P=0.52\text{ MPa}$ 、 $t=0.5\text{ s}$ 时, 接头的最大抗拉剪力为 930.8 N, 为 Ni 中间层接头强度的 2.6 倍。

(3) 超声波焊接过程会改变焊缝区材料的显微硬度, 平行于结合面方向, 焊核位置硬度相比于未焊接的母材有小幅增加; 垂直于结合面方向, 越接近结合界面, 材料的硬度越高, 但两者的增幅一般不超过 10%。焊点下方的中间层材料硬度改变明显, 增加幅度可达 50%。

参考文献

- [1] 高智勇, 李民, 鲁玺丽, 等. TiNi 合金的阻尼行为研究 [J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(5): 799-802.
- GAO Zhiyong, LI Min, LU Xili, et al. Damping behavior of a cold-rolled TiNi alloy[J].

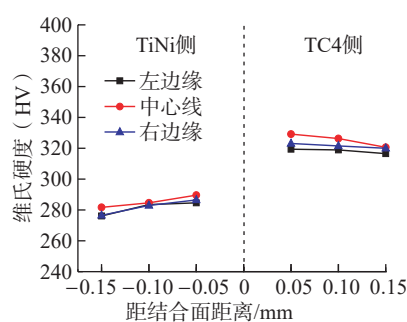


图 13 焊接结合面附近纵向硬度分布 (Al 做中间层)

Fig.13 Longitudinal hardness distribution near weld joint surface (Al as intermediate layer)

Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(5): 799-802.

[2] 商泽进, 王忠民, 尹冠生. 超弹性 TiNi 形状记忆合金棒材力学行为 [J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(3): 460-464.

SHANG Zejin, WANG Zhongmin, YIN Guansheng. An experimental study on the mechanical behavior of superelastic TiNi shape memory alloy bars[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(3):460-464.

[3] YAN X J, YANG D Z, LIU X P. Electrochemical behavior of YAG laser-welded NiTi shape memory alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 572-576.

[4] 王蔚, 陈俐, 赵兴科, 等. 预置填充稀土激光焊接对 TiNi 形状记忆合金功能性的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2008, 37(10): 1819-1823.

WANG Wei, CHEN Li, ZHAO Xingke, et al. Effect of laser welding of preset rare earth to the welded joint on the functional properties of the Ti-50.9at%Ni shape memory alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering 2008, 37(10): 1819-1823.

[5] 张利军, 薛祥义, 常辉. 我国航空用变形钛合金材料 [J]. 中国材料进展, 2012, 31(8): 40-46.

ZHANG Lijun, XUE Xiangyi, CHANG Hui. Deformation of titanium alloy materials for China aircraft[J]. Materials China, 2012, 31(8): 40-46.

[6] 李亚江. 焊接冶金学: 材料焊接性 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2007.

LI Yajiang. Welding metallurgy: Weldability of materials[M]. Beijing: China Machine Press, 2007.

[7] 崔庆波, 李玉龙, 胡榕华, 等. Al/Ni 异种金属超声波点动焊接工艺及界面组织分析 [J]. 焊接学报, 2016, 37(11): 59-62, 131.

CUI Qingbo, LI Yulong, HU Ronghua, et al. Study on ultrasonic spot welding process and interface microstructure of Al/Ni dissimilar metals joint[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2016, 37(11): 59-62, 131.

[8] DAI X Y, ZHANG H T, WANG B, et al. Improving weld strength of arc-assisted ultrasonic seam welded Mg/Al joint with Sn interlayer[J]. Materials & Design, 2016, 98: 262-271.

[9] HADDADI F, ABU-FARHA F. Microstructural and mechanical performance of aluminium to steel high power ultrasonic spot welding[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 225: 262-274.

Study on Effect of Process Parameters on Morphology and Mechanical Properties of TiNi Alloy/TC4 Titanium Alloy Ultrasonic Welding Joint

WU Hongyan¹, CHEN Jiong¹, SANG Yurui¹, CHEN Yuhua², WANG Litao²

(1. Jiujiang Vocational and Technical College, Jiujiang 332007, China;

2. Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

[ABSTRACT] TiNi memory alloy and TC4 titanium alloy dissimilar materials were welded by ultrasonic welding with nickel and pure aluminum as transition interlayer materials. The effects of different process parameters on the morphology and mechanical properties of TiNi/TC4 dissimilar metal welding joints were studied. The results show that the plastic deformation of materials near the interface of Al interlayer is much larger than that of Ni interlayer, and a large amount of Al is extruded from the interface. Welding time and pressure have a significant effect on the tensile shear force of welded joints, and the tensile shear increases first and then decreases with the increase of welding time and pressure. The ultrasonic welding process will also change the microhardness of the weld zone material, parallel to the direction of the bonding surface, the core position compared with the unwelded base material hardness has a small increase, perpendicular to the bonding surface direction, the closer to the bonding interface, the higher the hardness of the material, but the increase of the two generally not more than 10%.

Keywords: TiNi alloy; TC4 titanium alloy; Process parameters; Ultrasonic welding; Mechanical properties

(责编 古系)

(上接第 65 页)

Research on Microstructure and Tensile Shear Properties of Al/Mg Friction Stir Spot Welding–Brazing Joints

XIE Jilin, WANG Hongwei, CHEN Yuhua, LIU Wenkuo, ZHANG Timing, WANG Shanlin

(Jiangxi Key Laboratory of Forming and Joining Technology for Aviation Components,

Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

[ABSTRACT] Friction stir spot welding–brazing process was used to connect 2A14 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy. The microstructure, chemical composition and phase composition of the joints with different parameters were studied by scanning electron microscope, energy dispersion spectrum and X–ray diffractometer. The tensile and shear properties of the joint were tested by electronic universal testing machine. The results show that the stir zone is mainly composed of Al–Mg intermetallic compounds and a small amount of MgZn phase and MgZn₂ phase. The thermal-mechanical affected zone is mainly composed of Zn–rich solid solution and Mg₂Zn₃ phase. The zinc solder near the aluminum alloy in the heat affected zone did not react with other elements, while the zinc solder near the magnesium alloy reacted with magnesium to form Mg–Zn intermetallic compounds. When the pressure distance of the shaft shoulder is 0.5 mm and the rotation speed of the mixing head is 950 r/min, the tensile shear load of the joint reaches the maximum value 7.6 kN.

Keywords: Friction stir spot welding; Brazing; Al/Mg dissimilar alloys; Microstructures; Mechanical properties

(责编 古系)