

Ti/TiAl₃ 叠层复合材料 TIG 焊接头组织与性能研究

周秉文^{1,2}, 刘文博¹, 景 栋¹, 孟令刚¹, 亚 斌¹, 张环月¹, 张兴国^{1,2}

(1. 大连理工大学 材料科学与工程学院, 辽宁 大连 116024)

(2. 大连理工大学 宁波研究院, 浙江 宁波 315016)

摘 要: 采用钨极氩弧焊(TIG)对 Ti-6Al-4V/TiAl₃ 叠层复合材料进行平板对接焊, 研究了不同焊接参数对接头组织和力学性能的影响。经热轧处理的 Ti-6Al-4V/TiAl₃ 叠层复合材料, 可通过 TIG 焊实现可靠连接, 避免接头脆化现象发生。板材底部的金属间化合物在焊接过程中受热辐射影响发生熔化, 液态 TiAl₃ 和 Ti 反应生成 Ti₃Al、TiAl 等, 使金属间化合物周围产生 Ti 原子贫化区, 加速了 Ti 原子的扩散迁移, 导致接头侧面形貌分为 2 部分: 上部为熔化再凝固的焊缝区, 底部为由热辐射引起扩散连接。整体接头无明显缺陷, 焊缝区为 α 相和针状马氏体组成的网状组织, 焊接接头的抗拉强度为 343 MPa, 约为母材的 90%, 断口呈韧脆混合型断裂。

关键词: 钛合金; 金属间化合物; 叠层复合材料; TIG 焊; 扩散连接

中图分类号: TG442

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)12-4579-07

随着航空、航天工业领域的快速发展, 对金属材料在轻质、高强、高韧等方面的要求愈加强烈^[1,2]。近年来, 由 Ti-Al 构成的金属-金属间化合物层状复合材料 (metal-intermetallic-laminated composite, MIL) 自提出后便受到各界材料研究者的热烈追捧^[3-5]。这种材料由于其独特的层状结构设计, 降低了强度对缺陷的敏感程度, 克服了金属间化合物韧性差, 而容易产生突发性断裂的致命弱点, 从而成为一种高强韧性的新型复合材料^[6-9]。然而, 金属间化合物叠层复合材料各层之间物理性质差异较大, 在熔焊过程中两侧材料将发生强烈的混合, 焊缝成分复杂化, 容易导致焊缝组织偏析, 使得塑性及韧性降低, 并且较高的热裂纹敏感性通常会导导致材料焊后分层, 限制了其广泛应用^[10-12]。

目前, 对 Ti-6Al-4V/TiAl₃ 叠层复合材料焊接方面的研究较少, 主要是由于金属间化合物层的焊接脆性, 大大降低了接头性能。Kriger 等^[13]采用 Ag-Cu-In 钎料通过真空钎焊对 Ti-6Al-4V/TiAl₃ 微叠层复合材料进行焊接, 得到钎焊对接接头的抗拉强度仅为 20 MPa。山东大学李亚江、夏春智等^[14]采用填丝钨极氩弧焊实现了 Super-Ni/NiCr 叠层复合材料与 Cr18-Ni8 不锈钢的连接, 获得了熔合区结合良好的接头。由于 Super-Ni 复层厚度仅为 0.3 mm, 焊接过程容易烧损和开裂, 需要在复层侧开坡口并控制电弧偏向 Cr18-Ni8 侧。叠层复合材料在熔焊过程中, 由于各层之间物理性能往往

差异较大, 不可避免地产生开裂现象, 因此焊接难度较大。中南大学王德志等^[15]采用热轧复合工艺, 制备 Cu/Fe/Cu 叠层复合材料, 经轧制后总厚度从 6 mm 变为 3 mm, 层间抗剪切强度为 167 MPa, 层间结合良好, 这为叠层复合材料的焊接提供了一种新思路^[15]。

TIG 焊作为一种传统的焊接方法, 其焊接过程稳定, 可靠性高, 是钛及钛合金焊接中最常用的方法, 尤其适用于 3 mm 及以下的薄板焊接^[16,17]。本研究借鉴传统钛合金的焊接工艺, 采用单焊枪 TIG 焊技术, 针对 2 mm 厚 Ti-6Al-4V/TiAl₃ 叠层复合材料, 进行焊接工艺和组织性能研究。同时为避免焊接过程中层间开裂, 对真空热压获得的叠层板材进行了热轧+退火工艺, 大大增强了层间结合强度。

1 实 验

实验所采用的叠层复合材料是由 0.5 mm 的 TC4 薄板和 0.2 mm 的纯铝薄片交替排列后在真空热压机中压制而成, 随后对得到的叠层板进行轧制和退火处理。热轧温度 950 °C, 变形量 25%。图 1 为该复合材料的制备原理。

试验前将得到的叠层复合板材加工成尺寸为 60 mm×60 mm×2 mm 的矩形, 待焊接头端面用 240#砂纸打磨光滑后用工业乙醇进行超声清洗。采用 ATP-500 型自动氩弧焊机对试样进行对接氩弧焊。

收稿日期: 2021-12-19

基金项目: 国家自然科学基金 (51971049)

作者简介: 周秉文, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 大连理工大学材料科学与工程学院, 大连 辽宁 116024, 电话: 0411-84709348, E-mail: zbw@dlut.edu.cn

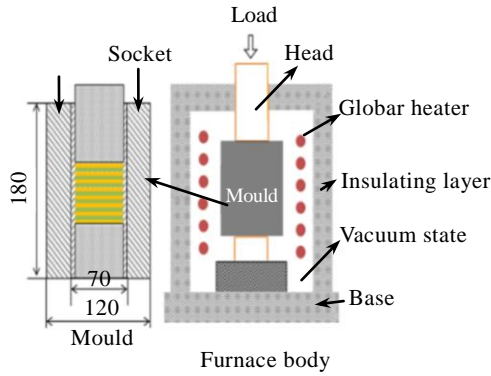


图 1 Ti-Al 叠层复合材料板材制备原理

Fig.1 Principle of Ti-Al composite material preparation

焊后用电火花线切割机在接头处切取金相试样和拉伸试样。金相试样采用硝酸:氢氟酸:水=3:1:7 的混合溶液腐蚀焊接接头(焊缝、熔合区、热影响区)组织,采用 LEICA DMi8 型金相显微镜进行显微组织观察和分析;采用显微硬度计测量焊接接头的显微硬度,载荷 9.8 kN,加载时间 15 s;通过 X 射线衍射仪(XRD)判定焊接接头的相组成;使用场发射电子探针(EPMA)和扫描电子显微镜(SEM)测定接头部分区域元素分布以及观察断面形貌;采用拉伸试验机按

GB/T2651-2008 测定焊接接头的抗拉强度。

2 结果与分析

2.1 焊缝宏观形貌

图 2 为不同焊接参数下焊缝正背面宏观形貌。除焊接速度和焊接电流外,其它工艺参数保持不变。由图 2a 可见在焊接速度 $V=5\text{ mm/s}$ 、焊接电流 $I=70\text{ A}$ 的工艺参数下,正面焊道笔直均匀,成形良好,焊缝宽度较小,但表面发生氧化。焊缝背面无明显变化,根部未熔化,表明热输入过小。增大电流至 80 A ,焊缝宽度增大,且呈有金属色泽的银白色,无飞溅、咬边等缺陷,焊缝背面可观察到熔化迹象,见图 2b;继续增大电流至 90 A 后焊缝开始凹陷,表明热输入过大,见图 2c;保持电流不变,提高焊接速度至 6 mm/s ,焊缝表面氧化变黑,表明焊接速度过快,见图 2d。因此,优化后的工艺参数为焊接速度 $V=5\text{ mm/s}$ 、焊接电流 $I=80\text{ A}$ 、电弧长度 $L=1\text{ mm}$ 、钨极尖端直径 $d=0.5\text{ mm}$ 、氩气流量 12 L/min 。

2.2 焊接接头显微组织

图 3a 为最佳焊接工艺参数下的焊接接头微观形貌。可以观察到接头由上下 2 部分组成,上部为约 1 mm 熔化再凝固的焊缝区,底部仍保持母材的原始层状结构,仅仅金属间化合物变得更大、更圆润,且

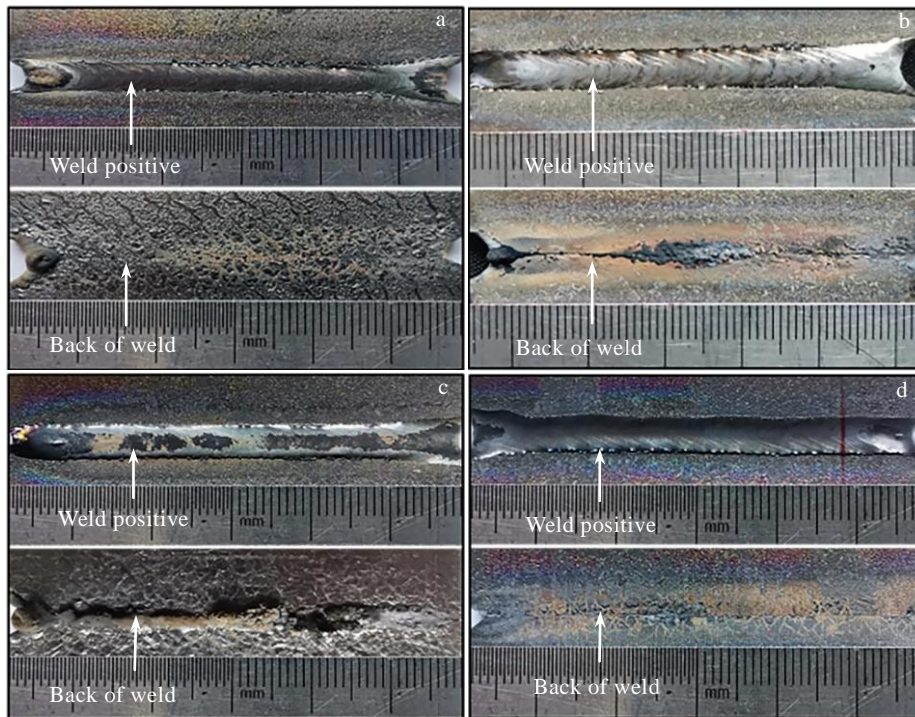


图 2 不同焊接工艺参数下焊接接头宏观形貌

Fig.2 Macroscopic appearance of welded joint under different process parameters: (a) $V=5\text{ mm/s}$, $I=70\text{ A}$; (b) $V=5\text{ mm/s}$, $I=80\text{ A}$; (c) $V=5\text{ mm/s}$, $I=90\text{ A}$; (d) $V=6\text{ mm/s}$, $I=90\text{ A}$

显微图像未观察到接触面。焊缝显微组织如图 3b, 焊缝中心为 α 相和针状马氏体组成的网状组织结构。原始 β 晶界不同程度的被破碎, 晶粒 α 沿原始 β 晶界断续分布勾勒出原始 β 晶粒轮廓, 由于焊缝中心在高温停留时间较长, 晶粒有足够长的时间长大, 所以原始 β 晶粒较为粗大。晶粒内部主要为交错纵横的 α' 相以及少量的束集状片状 α 相^[18,19]。热影响区主要由 α 相及少量 β 相组成, 母材中原始等轴状 α 相消失, 取而代之的是片状 α 相。这是由于热影响区温度低, 大都在 β 转变温度之下, β 相并未发生转变, 焊后为空冷状态, 冷速较快从而形成片状 α 相^[20]。金属间化合物在焊后呈现出不同的形态, 靠近焊缝处体积更大、更加圆润, 远离焊缝的一端并未发生明显变化, 如图 3c 所示。图 4 为焊缝中心的 XRD 图谱, 焊缝中心主

要相为马氏体 α' 相和 Ti_3Al 以及少量的 $TiAl$ 等金属间化合物。结合显微组织分析, 未发现大尺寸金属间化合物存在, 焊缝中呈弥散分布的微小尺度金属间化合物粒子对接头有强化作用, 同时也会导致焊缝中心硬度增大。

2.3 接头拉伸性能与硬度分布

焊接接头的显微硬度分布如图 5 所示, 焊缝硬度曲线呈对称单峰形态分布。焊缝中心硬度高于母材和两侧的热影响区。母材硬度均值为 3028.2 MPa, 热影响区均值为 3371.2 MPa, 而焊缝硬度均值为 5184.2 MPa。由于在焊接过程中, 液态组织经过保护气体的作用, 冷却速度较快。熔池中心及熔池边界存在较大的温度梯度, 熔池中心液态金属结晶成硬度较高的马氏体并有细小的金属间化合物析出。热影响区虽然加热温度低

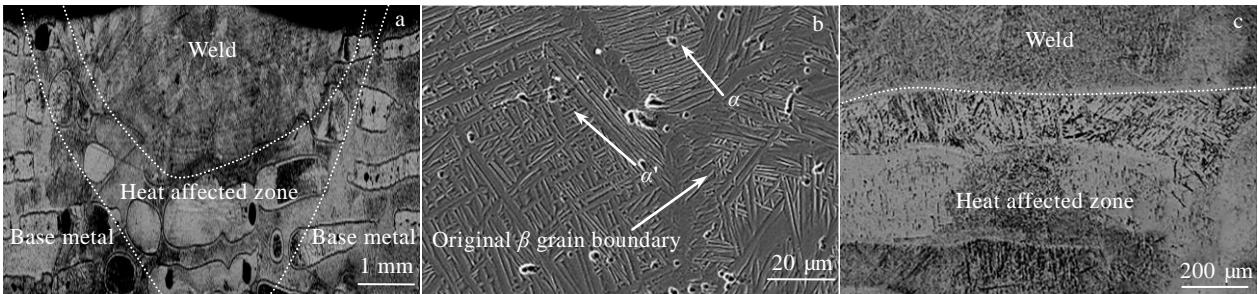


图 3 焊接接头微观形貌

Fig.3 Overall appearance (a), microstructures of molten pool (b), and heat affected zone (c) of welded joint

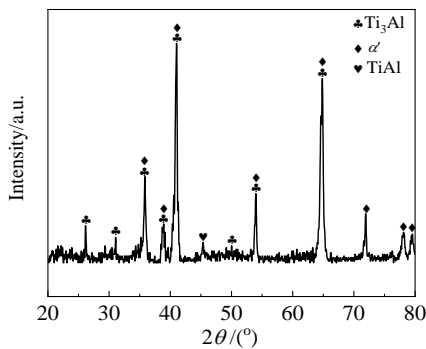


图 4 焊接接头焊缝的 XRD 图谱

Fig.4 XRD pattern of weld zone for welded joint

于熔池中心, 却明显高于母材, 在焊接过程中由于快速冷却形成过冷组织, 呈现出淬火硬化现象^[21]。

表 1 为焊接接头和母材力学性能。从表 1 可以看出, 焊接接头平均抗拉强度和伸长率分别为 343 MPa 和 6.2%, 抗拉强度达到了母材的 90%, 伸长率为母材的 62%。试样在焊缝处的断口形貌如图 6a 所示, 其断口呈现 3 种不同的形貌: 一是焊缝中心处存在大量解理台阶(图 6b), 可以判断其断裂形式倾向于解理断裂;

二是 TC4 层处分布有大量细小的韧窝, 韧窝尺寸较小且分布均匀, 呈现出明显的韧性断裂特征(图 6c); 三是焊缝底部金属间化合物层呈现出河流花样特征(图 6d), 同样属于解理断裂。鉴于 TC4 层所占比例较小且试样断后伸长率较低, 可以判断焊接接头的断裂形式为倾向于解理断裂的韧脆混合型断裂, 接头呈现强度高, 但塑性稍低的特点。

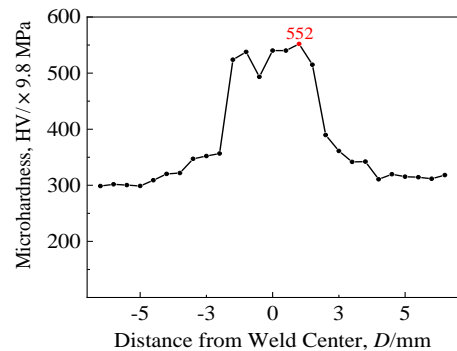


图 5 焊接接头显微硬度分布曲线

Fig.5 Microhardness distribution curve of welded joints

表 1 焊接接头和母材力学性能

Table 1 Mechanical properties of welded joints and base metal

Serial number	Tensile strength, R_m /MPa	Elongation, A/%	Fracture location
Joint-1	360	6.1	Weld zone
Joint-2	326	6.3	Weld zone
Base material-1	394	9.8	-
Base material-2	368	10.2	-

2.4 接头连接机制分析

Ti-6Al-4V/TiAl₃ 叠层复合材料 TIG 焊, 可形成具有一定熔深、均匀过渡的焊缝, 但由于其特殊的复层结构形式使焊接接头组织变得复杂化。图 7 为不同工艺参数下试样接头底部热影响区侧面微观形貌。可以发现, 接头底部区域金属间化合物仍然保持块状形态, 与原始金属间化合物相比仅仅体积变得更大、更圆润。除此之外, 新形成的金属间化合物上分布有少量气孔,

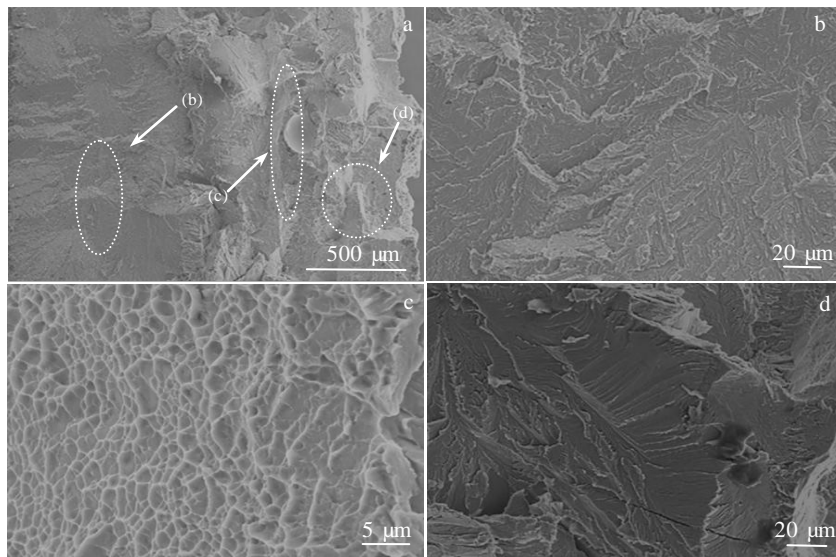


图 6 焊接接头拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fracture morphologies of welded joints: (a) overall fracture morphology; (b) weld zone; (c) TC4 layer; (d) intermetallic compound layer

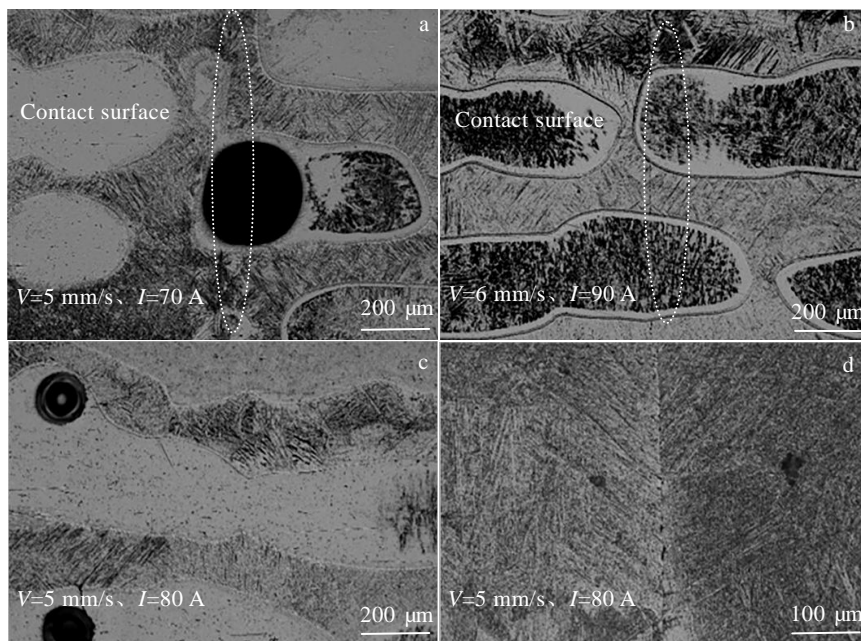


图 7 不同工艺参数下接头底部热影响区微观形貌

Fig.7 Microstructures of the bottom heat affected zone of welded joint under different process parameters

表明原始金属间化合物在焊接过程中经历了熔化—凝固过程,但接头底部 TC4 层并未熔化。对比 7a~7c 三者热输入、新形成金属间化合物跨越接触面距离和接触面结合情况,发现:热输入越大,新形成的金属间化合物跨越接触面距离越长,接触面结合越好,直至接触面完全消失(图 7c)。与此同时,图 7d 为相同焊接参数下 TC4 焊接接头侧面微观形貌,焊缝底部缝隙清晰可见。此外,冯建程等^[22]进行了 2 mm 的 TC4 钛合金薄板 TIG 焊研究,结果表明:焊接电流 80 A,焊接速度 13 m/h,只能采用双面焊的方法得以获得焊缝完全熔透的焊接接头。

图 8 为接头底部 EDS 元素面扫描分析。分析可知,相较于钛①层,钛②、③层 Ti 原子比例减小,Al 原子比例增加。表明原始金属间化合物与 TC4 层发生剧烈的 Ti、Al 原子相互扩散过程,扩散距离达到了 TC4 层的厚度,并且由于原始金属间化合物在焊接过程中

熔化,此扩散过程是以液-固扩散的形式发生的。液态的金属间化合物体积变小,在原始的空腔内受重力影响只与下部 TC4 层接触,导致整个扩散过程向下进行,这便是钛②、③层与钛①层 Ti、Al 元素含量产生差异的原因。此外, Ti 和 TiAl₃ 在高温下会自发反应生成 Ti₃Al、TiAl 等金属间化合物,反应方程式为:



由 EDS 元素面扫描分析可知,新形成的金属间化合物元素分布均匀,因此在此区域任意选取 2 个位置进行了元素点分析。相较于母材中金属间化合物,新形成的金属间化合物中 Ti 原子比例显著增加,Al、Ti 原子比例接近 2:3,与上述反应方程式 Al、Ti 原子比符合。采用维氏硬度计测试了母材和热影响区处金属间化合物的硬度,平均硬度(HV)值分别为 4645.2 和 3430 MPa。图 9 为显微观察下的维氏硬度点形貌,可以明显观察到母材中金属间化合物在打点时因受力发

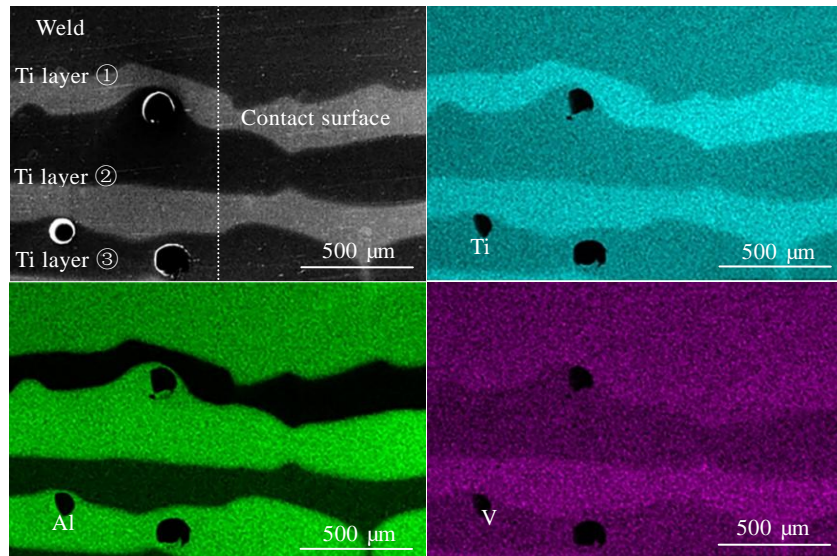


图 8 接头底部 EDS 元素面扫描分析

Fig.8 EDS element mappings of the bottom of joint

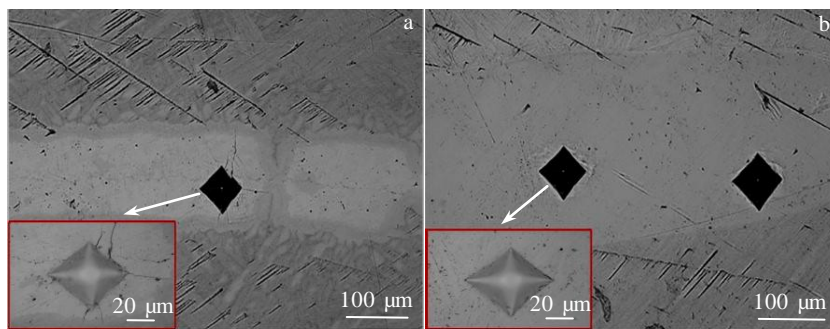


图 9 显微硬度点微观形貌

Fig.9 Morphologies of microhardness points: (a) base metal intermetallic compound; (b) intermetallic compound at the bottom of the joint

生破碎，周围产生大量裂纹，这是由于其本身物理性质硬而脆导致的。而新形成的金属间化合物并未观察到裂纹的存在，且硬度值较低，这是大量 Ti 原子进入原始金属间化合物中的结果。以上分析表明此焊接参数下，热输入虽不能完全熔化整个接头，但已有足够的热量使焊缝底部块状金属间化合物 $TiAl_3$ 与周围 Ti 原子发生反应，化学势梯度和浓度梯度共同作用的结果，使得焊缝底部在较短时间内形成了扩散连接。同时也解释了焊缝底部块状金属间化合物与母材相比更加圆润，体积增大的现象。

图 10 为焊接过程中接头底部 Ti 原子扩散迁移模型。由于上述反应的存在，使金属间化合物周围产生 Ti 原子贫化区，形成 Ti 原子的浓度梯度，加速了 Ti 原子在焊接过程中的扩散迁移。整个焊接过程表述如下：接头上部由于直接与电弧接触，热量较高，温度

瞬间可升至 TC4 熔点 ($1678\text{ }^\circ\text{C}$)，因此接头上部 (约 1 mm) 经历了熔化—凝固的过程。接头底部仅仅受到热量辐射影响，温度并未达到 TC4 熔点，但也足以使金属间化合物 $TiAl_3$ (熔点 $1340\text{ }^\circ\text{C}$) 熔化。液态的 $TiAl_3$ 与半固态的 TC4 之间发生强烈的 Al、Ti 原子互扩散过程，将 $TiAl_3$ 原始界面不断向四周推移，而接触面附近的金属间化合物则会跨越接触面生长到另一块对接板材上。横跨两块板材的金属间化合物在继续长大的过程中与接触面附近的 TC4 层进行原子的相互扩散，由图 8 EDS 元素面扫描可以看出由于化学势梯度和浓度梯度的共同作用，扩散距离达到了层间距，从而导致接触面消失，原始金属间化合物则在焊后呈现出体积更大、更圆润的现象。由于钛合金导热率较低，这一过程会持续一个相对较长的时间。

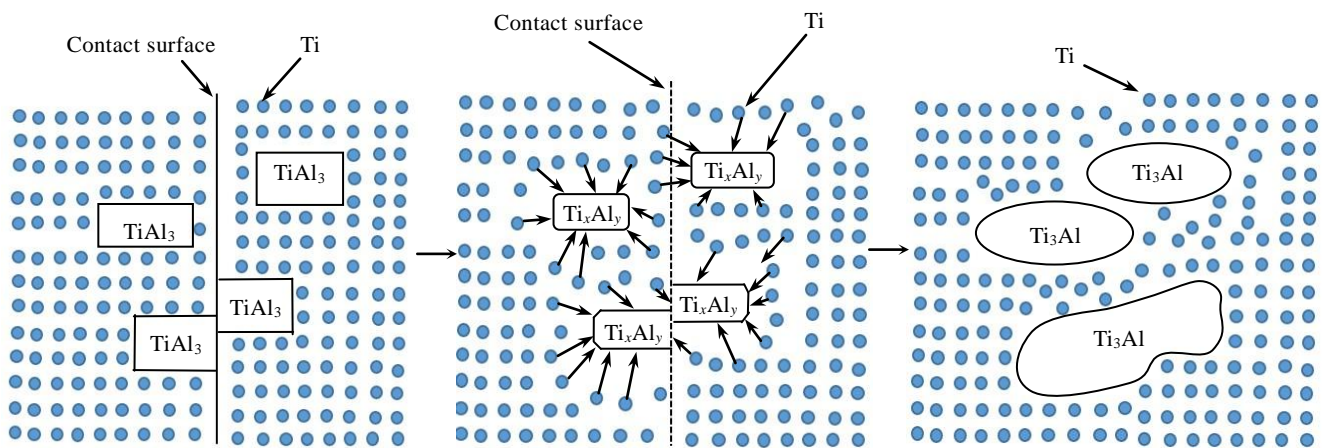


图 10 接头底部 Ti 原子扩散迁移模型

Fig.10 Diffusion migration model of Ti atoms at the bottom of joint

3 结论

1) 经热轧后的 Ti-6Al-4V/ $TiAl_3$ 叠层复合材料可通过 TIG 焊获得良好连接，焊接过程中由于金属间化合物 $TiAl_3$ 和 Ti 反应生成 Ti_3Al 、 $TiAl$ 等，使金属间化合物周围产生 Ti 原子贫化区，形成浓度梯度，加速了 Ti 原子在焊接过程中的扩散迁移。因此，无需较大的热输入使整个焊接接头熔化便能实现可靠连接，进而避免焊缝处产生大量金属间化合物导致接头脆化。所获接头成形良好、美观，内部无明显焊接缺陷。

2) 叠层复合材料的焊缝组织呈现晶粒粗大的特征，焊缝中心为 α 相和针状马氏体组成的网状组织结构，热影响区主要由 α 相及少量 β 相组成。这是因为热影响区的加热温度低以及原始金属间化合物

与 TC4 层相互作用，造成了在不同位置合金中的多种元素扩散速率存在差异，因此热影响区的组织不均匀。

3) 焊接接头的平均抗拉强度为 343 MPa ，达到母材的 90%，焊接接头的断裂形式为倾向于解理断裂的韧脆混合型断裂，接头呈现强度高塑性差的特点，焊缝中心显微硬度显著高于母材和热影响区。

参考文献 References

[1] Wang Zhenxiang(王振祥). *Tianjin Metallurgical*(天津冶金)[J], 2001(1): 36
 [2] Guo Xin(郭鑫), Ma Qin(马勤), Ji Genshun(季根顺) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2007(6): 66
 [3] Sun Y B, Che J, Ma F M *et al. Materials Characterization*[J], 2015, 102: 165

- [4] Alman D E, Dogan C P, Hawk J A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1995, 62: 192
- [5] Zhang Youjing(张由景), Cheng Xingwang(程兴旺), Zhou Shimeng(周士猛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2018, 47(1): 293
- [6] Vecchio K S, Jiang F C. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 649: 407
- [7] Yang C, Guo C H, Zhu S F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 637: 235
- [8] Li T Z, Jiang F C, Olevsky E A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 443(1-2): 1
- [9] Suresh S. *Progress in Materials Science*[J], 1997, 42(1-4): 243
- [10] Wei Shouzheng(魏守征), Li Yajiang(李亚江). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2013(19): 93
- [11] Zhao Fei(赵菲), Huang Qingxue(黄庆学), Jia Dengfeng(贾登峰) *et al. Welding Technology(焊接技术)*[J], 2018, 47(2): 1
- [12] Li Yajiang(李亚江), Xia Chunzhi(夏春智), Puchkov U A *et al. Transactions of the China Welding Institution(焊接学报)*[J], 2010, 31(2): 13
- [13] Kriger L, Trommer F, Wielage B *et al. Proceeding of 2nd International Brazing & Soldering Conference*[C]. San Diego: University of California, 2003
- [14] Xia Chunzhi(夏春智), Li Yajiang(李亚江), Puchkov U A *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2010, 20(6): 1149
- [15] Yang Yihang(杨益航), Wang Dezhi(王德志), Lin Gaoyong(林高用) *et al. Acta Materiae Compositae Sinica(复合材料学报)*[J], 2012, 29(4): 126
- [16] Gao Fuyang(高福洋), Liao Zhiqian(廖志谦), Li Yajiang(李亚江). *Aeronautical Manufacturing Technology(航空制造技术)*[J], 2012 (S2): 86
- [17] Huang Jiuling(黄九龄), Kong Liang(孔谅), Wang Min(王敏) *et al. Welding Technology(焊接技术)*[J], 2018, 47(11): 1
- [18] Shi Xiaohui(石晓辉), Cao Zuhan(曹祖涵), Zhang Min(张敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2020, 49(6): 1989
- [19] Zhao Yongqing(赵永庆), Chen Yongnan(陈永楠), Zhang Xuemin(张学敏) *et al. Phase Transformation and Heat Treatment of Titanium Alloys(钛合金相变与热处理)*[M]. Changsha: Central South University Press, 2012: 103
- [20] Ou Meigui(欧梅桂), Xia Qifan(夏麒帆), Song Hongchao(宋洪超) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2019, 48(2): 638
- [21] Wang Chang(王畅), Zhang Tao(张涛), Fu Mingjie(付明杰) *et al. Welding & Joining(焊接)*[J], 2017(11): 54
- [22] Feng Jiancheng(冯建程). *Thesis for Master(硕士论文)*[D]. Qingdao: China University of Petroleum (East China), 2018

Microstructure and Properties of TIG Welding Joint of Ti/TiAl₃ Laminated Composites

Zhou Bingwen^{1,2}, Liu Wenbo¹, Jing Dong¹, Meng Linggang¹, Ya Bin¹, Zhang Huanyue¹, Zhang Xingguo^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, China)

(2. Ningbo Research Institute, Dalian University of Technology, Ningbo 315016, China)

Abstract: In this paper, Ti-6Al-4V/TiAl₃ laminated composites were butt welded by tungsten argon arc welding (TIG). The effects of different welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the joint were investigated. The hot rolled Ti-6Al-4V/TiAl₃ laminated composites can be reliably connected by TIG welding to avoid the phenomenon of joint embrittlement. The intermetallic compound at the bottom of the plate melts under the influence of heat radiation in the welding process, and the reaction between liquid TiAl₃ and Ti generates Ti₃Al, TiAl and so on, which causes the depletion zone of Ti atoms around the intermetallic compound and accelerates the diffusion migration of Ti atoms, resulting in the joint profile divided into two parts: the upper part is the weld zone of melting and solidification, and the bottom is the diffusion connection caused by thermal radiation. The overall joint has no obvious defects, and the weld zone is a network of α phase and acicular martensite. The tensile strength of the welded joint is 343 MPa, about 90% of the base metal, and the fracture is ductile brittle mixed fracture.

Key words: titanium alloy; intermetallic composite; laminated composite materials; TIG welding; diffusion bonding

Corresponding author: Zhang Xingguo, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024, P. R. China, Tel: 0086-411-84706183, E-mail: zxgwj@dlut.edu.cn