

DOI: 10.11973/jxgccl202005001

钛基复合材料 TIG 焊接接头的显微组织和拉伸性能

潘玉维¹, 毛建伟², 张立新¹

(1.唐山钢铁集团有限责任公司, 唐山 063016;

2.上海交通大学, 金属基复合材料国家重点实验室, 上海 200240)

摘要: 采用非熔化极惰性气体钨极保护(TIG)焊技术对非连续增强钛基复合材料进行焊接, 研究了焊接接头的显微组织与拉伸性能。结果表明: TIG 焊接可较好地实现钛基复合材料的连接, 焊缝成形良好, 表面均匀洁净, 未见微裂纹、气孔等焊接缺陷; 接头由焊缝区、热影响区和母材区组成; 接头中焊缝区和靠近焊缝的热影响区中 β 相晶界上分布的增强体 TiB 具有较高的长径比, 细化程度较高, 同时焊缝区和靠近焊缝的热影响区中存在大量针状马氏体 α' 相; 接头的抗拉强度为 1 137 MPa, 为母材的 92%, 断后伸长率为 2.20%; 接头拉伸时均在母材区断裂, 拉伸断口主要呈韧性断裂特征, 部分区域呈沿晶断裂特征。

关键词: 非熔化极惰性气体钨极保护焊; 钛基复合材料; 增强体; 显微组织; 拉伸性能

中图分类号: TG442

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2020)05-0001-05

Microstructure and Tensile Properties of Titanium Matrix Composite TIG Welded Joint

PAN Yuwei¹, MAO Jianwei², ZHANG Lixin¹

(1.Tangshan Iron & Steel Group Co., Ltd., Tangshan 063016, China;

2.State Key Laboratory of Metal Matrix Composites, Shanghai Jiaotong University, Shanghai 200240, China)

Abstract: Discontinuously reinforced titanium matrix composite was welded by tungsten inert gas welding (TIG) technique. The microstructure and tensile properties of the welded joint were studied. The results show that TIG welding can well realize the connection of titanium matrix composite. The weld had the good formation with an even and clean surface, and no welding defects such as microcracks and pores were found. The joint consisted of weld zone, heat-affected zone and base metal zone. The TiB reinforcements distributed on the boundaries of β phase in the weld zone and the heat affected zone near the weld in the joint had high aspect ratios with a high degree of refinement, and there were a large number of acicular martensite α' phase in the two regions. The tensile strength of the joint was 1 137 MPa, 92% of that of the base metal, and the percentage elongation after fracture was 2.20%. The joint fractured at the base metal zone during tensile; the tensile fracture of the joint was mainly characterized by ductile fracture, and local areas showed intergranular fracture features.

Key words: tungsten inert gas welding; titanium matrix composite; reinforcement; microstructure; tensile property

0 引言

钛基复合材料是指在钛及钛合金基体中引入增

强体的一种复合材料, 其将基体的韧性、延展性与增强体的高模量、高强度结合起来, 从而获得良好的综合性能, 如高模量、高强度、良好的抗氧化性能等^[1-2], 已成为现代飞机与先进航空发动机的候选材料, 在汽车、能源、体育等领域具有广阔的应用前景^[3-5]。在制备钛基复合材料的各种工艺中, 原位合成法可避免出现外加增强体污染, 以及基体与增强体之间不良界面反应等问题, 同时基体和增强体的热力

收稿日期: 2019-05-13; 修订日期: 2020-04-16

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(U1602274, 51875349, 51741108); 中国航空科学基金资助项目(20173625005)

作者简介: 潘玉维(1978—), 女, 河北唐山人, 高级工程师, 学士

通信作者: 毛建伟高级工程师

学性能稳定,因此引起国内外研究者的广泛关注^[6-7]。

除制备成本较高外,加工工艺水平的限制是影响钛基复合材料规模化应用的主要因素^[8]。钛基复合材料中的增强体和基体在物理、化学性质方面存在巨大的差异^[9-10],这给复合材料的再次加工成形带来了很大的难度,特别是其连接技术一直是阻碍复合材料发展的主要因素。钛基复合材料焊接接头的有效率(焊后性能与焊前性能之比)远不如钛合金焊接接头的,尤其是断后伸长率的降低程度较大^[11],因此有必要研究出适用于钛基复合材料的焊接技术。虽然很多焊接方法均可用于钛合金的焊接,但为降低钛基复合材料中增强体和基体间的界面反应,优先选用的焊接工艺是非熔化焊方法^[12],如扩散焊接和搅拌摩擦焊接等。HIROSE 等^[13]和 ANTONIO 等^[14]分别对钛基复合材料扩散焊接头和搅拌摩擦焊接头的焊接性能进行研究,发现二者的焊接效果均较好。研究发现,采用电子束和激光束等高能束焊接技术对钛基复合材料进行焊接,接头的焊接性能较好^[15]。但是,非熔化和高能束焊接技术存在局限性较大、工艺复杂、生产效率不高、设备成本高,以及对焊接构件外形和尺寸要求高等缺点,因此这些技术的应用与推广受到极大的限制。钛合金的导热性低,熔池流动性好,密度低,表面张力大,更适合采用熔焊方法进行焊接;工业生产中常采用熔化焊中的非熔化极惰性气体钨极保护(TIG)焊接技术对钛合金构件,特别是薄壁件进行焊接。该焊接技术具有成本低、适应性强、焊缝成形性好,以及对构件尺寸和形状要求低等优点^[12,16]。同时在 TIG 焊接过程中原位合成的增强体与钛基体之间无不良界面反应发生,热化学稳定性好^[4,7]。基于此,作者采用 TIG 焊接方法对非连续增强钛基复合材料进行焊接,研究了 TIG 焊接接头的显微组织与拉伸性能,从而为非连续增强钛基复合材料的熔化焊技术的应用奠定理论基础。

1 试样制备与试验方法

试验材料为采用原位合成法制备的钛基复合材料薄板,厚度为 2 mm,轧制退火态,由上海交通大学金属基复合材料国家重点实验室提供。钛基复合材料基体的化学成分(质量分数/%)为 6.0Al, 3.6Sn, 4.1Zr, 1.0Nb, 0.2Mo, 0.34Si, 余 Ti;增强体为原位合成的 TiB 晶须和 La_2O_3 颗粒,二者的体积分数分别为 1.26% 和 0.58%。钛基复合材料的室温抗拉强度为 1 236 MPa,断后伸长率为 8.14%,其显微组

织如图 1 所示。由图 1 可知:该复合材料的基体组织主要由初始 α 相及少量分布在晶界处的 β 相组成,同时在基体中还分布着 TiB 晶须^[4],如图中箭头所示;组织中未观察到增强体 La_2O_3 ,这是因为该增强体的尺寸太小,为纳米级^[10]。

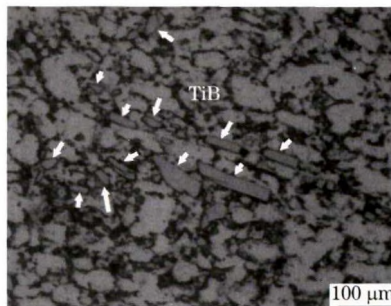


图 1 钛基复合材料的显微组织

Fig.1 Microstructure of titanium matrix composite

采用电火花方法在钛基复合材料上加工出尺寸为 65 mm×150 mm×1.8 mm 的待焊件,经脱脂、酸洗等处理后,烘干备用。采用 YASKAWA-HQ12-B 型自动氩弧焊机进行对焊,焊接方向垂直于板材轧制方向,且不加焊丝。经多次试验得到最佳的焊接工艺参数为焊接电压 15 V,焊接电流 100 A,焊接速度 30 cm·min⁻¹;采用高纯氩气进行保护,气体流量为 16 L·min⁻¹。

在焊接接头处以焊缝为中心横向截取金相试样,经过磨制、抛光,用体积分数 0.5% HF 水溶液腐蚀后,采用 ICX40M 型光学显微镜和 VEGA 3-XMU 型扫描电镜(SEM)观察接头不同区域的显微组织。按照 GB/T 2651—2008,在焊接接头上以焊缝为中心截取尺寸为 90.0 mm×3.0 mm×2.0 mm 的拉伸试样,在 CMT5105 型电子万能试验机上进行室温拉伸试验,拉伸速度为 0.48 mm·min⁻¹。

2 试验结果与讨论

2.1 成形性能

由图 2 可知,由于焊接过程中未使用焊丝,受焊接电弧吹力的作用,焊缝正面有少许凹陷,而焊缝背部略有余高,整条焊缝的外观成形良好,表面均匀洁净,未见微裂纹、气孔等焊接缺陷,说明焊接接头的成形性能良好。接头焊缝的正反面都呈银白色,表明在焊接过程中,焊缝得到氩气的有效保护。焊接接头分为焊缝区、热影响区和母材区。

2.2 显微组织

由图 3 可以看出:与典型的钛合金 TIG 焊接接头类似,钛基复合材料 TIG 焊接接头的焊缝区为典

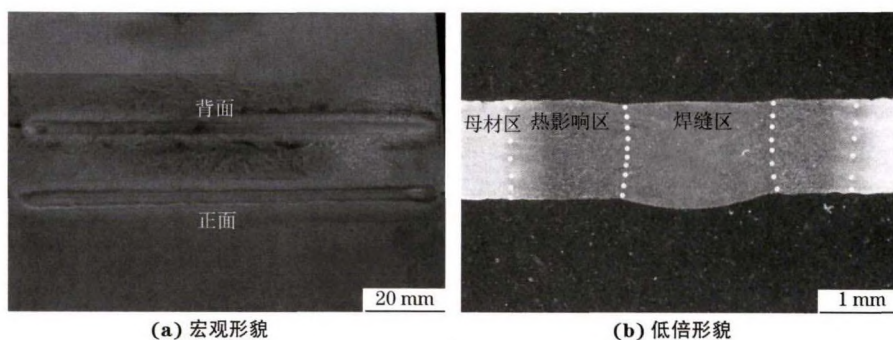


图 2 钛基复合材料焊接接头的形貌

Fig. 2 Morphology of welded joint of titanium matrix composite: (a) macroscopic morphology and (b) morphology at low magnification

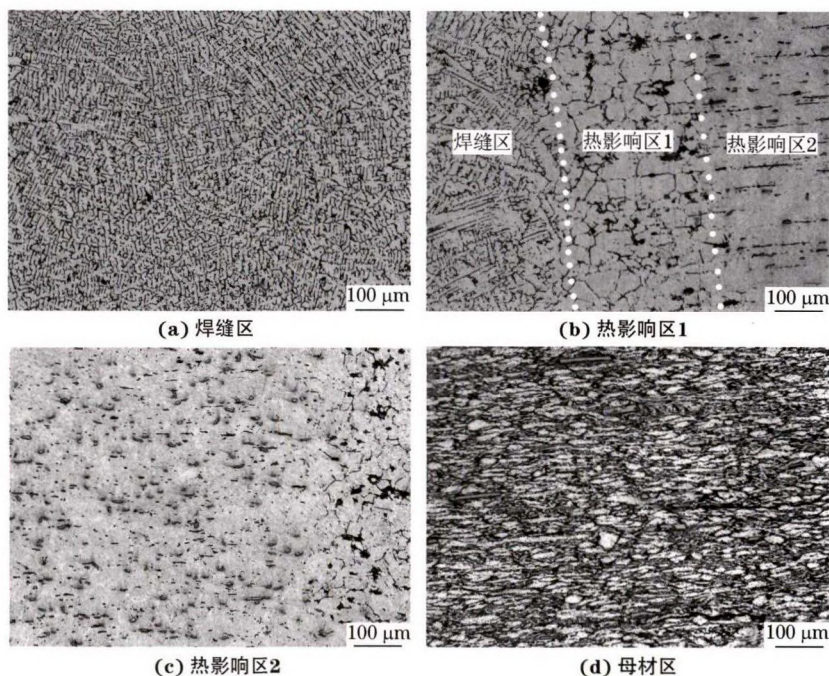


图 3 钛基复合材料焊接接头不同区域的显微组织

Fig. 3 Microstructures of different regions in welded joint of titanium matrix composite: (a) weld zone; (b) heat-affected zone 1; (c) heat-affected zone 2 and (d) base metal zone

型的柱状晶组织,而且柱状晶粒较细小,分布较均匀,该区域未发现夹杂物、气孔或者未焊透等焊接缺陷。热影响区按照晶粒形态划分为热影响区 1 和热影响区 2。热影响区 1 靠近焊缝,宽度约为 $220\ \mu\text{m}$,晶粒粗大,尺寸约为 $50\ \mu\text{m}$ 。这是因为在焊接热源作用下,热影响区 1 的温度超过了 β 相转变温度,而且钛合金的导热系数小,焊接热量不断集中,使得该区域处于过热状态,同时焊接停留时间较长,所以该区域的晶粒急剧长大,形成粗大晶粒组织。热影响区 2 离焊缝较远,受焊接热循环的影响减弱,该区域的温度低于 β 相转变温度,因此该区域的组织保留了部分基体组织形态,由少量的 α 相和 β 相组成。母材区受到微弱的焊接热循环作用,该区域组织由 α 相和 β 相组成,与初始母材组织相比, α 相较细小。

由图 4 可以看出,在焊接接头焊缝区的柱状晶晶界和热影响区 1 的粗晶晶界上分布着白色物相,放大后发现该白色物相呈晶须状,有一定的长径比,可断定该物相为增强体 TiB 晶须,而且尺寸明显小于母材中的,这是由焊接热循环作用导致的。焊缝区受焊接热循环的作用最大,该区域中 TiB 细化得尤为显著,其长径比远高于母材中的;热影响区 1 虽然处于过热状态,但受焊接热循环的作用较焊缝区的弱,TiB 细化程度下降,长径比低于焊缝区中的,但高于母材中的,可观察到 TiB 晶须部分溶解而细化的现象。距离焊缝区较远的热影响区 2 仅部分增强体得到细化,这应是由于在焊接热循环的作用下,钛和硼原子扩散加剧使 TiB 溶解导致的。母材区中的 TiB 尺寸几乎未发生变化。在焊缝区和热影响

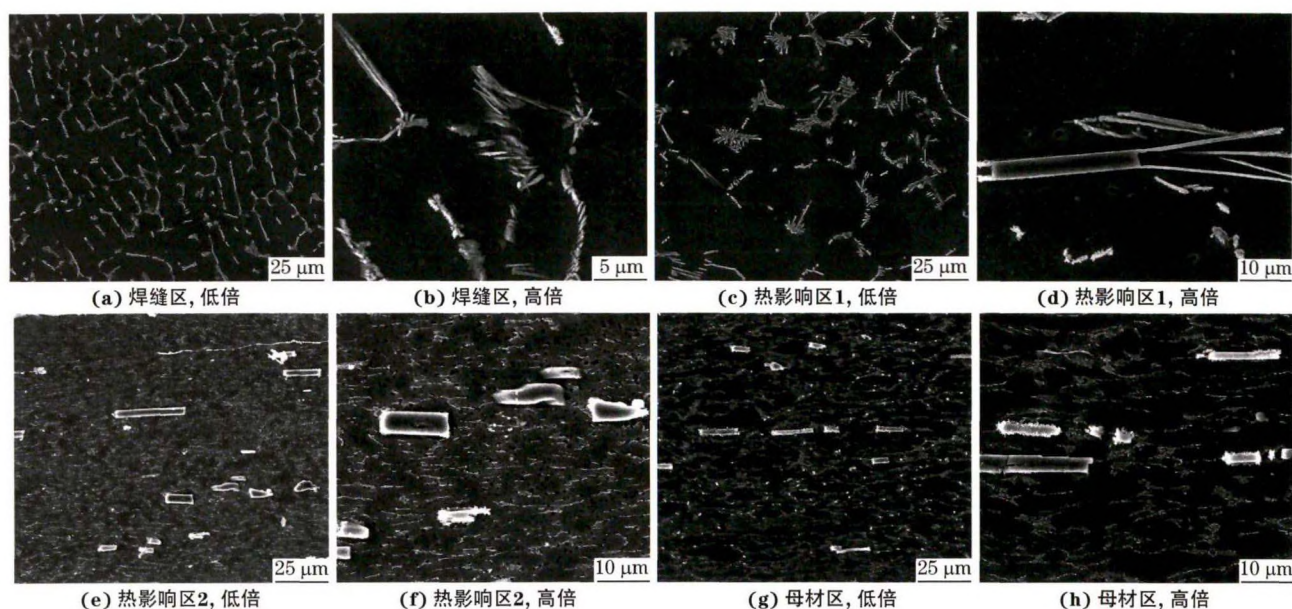


图4 钛基复合材料焊接接头不同区域的 SEM 形貌

Fig. 4 SEM morphology of different regions in welded joint of titanium matrix composite: (a) weld zone, at low magnification; (b) weld zone, at high magnification; (c) heat-affected zone 1, at low magnification; (d) heat-affected zone 1, at high magnification; (e) heat-affected zone 2, at low magnification; (f) heat-affected zone 2, at high magnification; (g) base metal, at low magnification and (h) base metal, at high magnification

区1中还存在大量针状 α' 相,这是由于焊接时这些区域的温度超过了 β 相转变温度,在随后熔池的快速冷却过程中,溶质原子来不及通过扩散形成稳定的 α 相,而是通过无扩散共格切变机制转变为过饱和固溶体 α' 马氏体($\beta \rightarrow \alpha'$)^[12]。

焊接凝固理论证明,焊接接头焊缝区的柱状晶是由于熔池半熔化母材边界交互结晶后,新生的晶核成为结晶核心,晶粒沿着垂直于熔合线方向向焊缝中心以相互竞争择优选择长大而形成的。TIG焊接过程是一个局部快速加热至高温后瞬时冷却的过程,其焊接热源的有效温度可达3 000℃以上^[16],而增强体TiB的熔点为2 200℃,因此在焊接过程中,TiB晶须发生重熔而进入熔池。同时,硼元素在钛基体中的固溶度(质量分数)小于0.02%^[17],试验用钛基复合材料中硼的质量分数为0.3%,因此熔池中会形成含硼元素的过饱和固溶体。根据Ti-B二元相图,在随后熔池的冷却凝固过程中, β 相优先形成并析出,导致固液前沿形成成分过冷,为后续的熔体凝固提供更多的结晶核心,从而提高了 β 相的形核速率^[18]。一旦 β 相析出,富含硼元素的过饱和固溶体会在 β 相界面上析出TiB相,并为 β 相的进一步析出提供驱动力,进而提高了 β 相的形核速率;而形成的TiB相也可成为 β 相的结晶核心^[19]。因此,焊接接头焊缝区的晶粒细小、分布均匀,TiB在

β 相晶界上形成并长大而形成网络状结构,这与文献[20]中的结果一致。 β 相形成后,焊缝区中界面能较低的晶界可作为TiB相形核的核心,同时含硼元素的过饱和固溶体在快速凝固过程中分解,从而提高了TiB的形核速率,因此TiB得到显著细化,具有较高的长径比。靠近焊缝区的热影响区1的温度超过了 $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ 的转变温度,处于过热状态^[13],部分TiB发生重熔再析出,因此得到细化,并在 β 相粗大的晶界处长大而形成网络状结构。远离焊缝区的热影响区2受焊接热循环作用较弱,TiB的细化程度较小,呈弥散分布。

2.3 拉伸性能

钛基复合材料焊接接头的抗拉强度为1 137 MPa,为母材料的92%,断后伸长率为2.20%,为母材的27%;焊接接头焊缝区的晶粒细小,且有大量针状马氏体 α' 相析出。在拉伸过程中变形将分散在较多的马氏体内部进行^[21],变形均匀性提高,从而有效阻碍了裂纹的扩展;同时晶粒内部和晶界附近的应变相差较小,变形较均匀,降低了应力集中^[22]。因此,焊接接头的抗拉强度较高。焊缝区长时间在高温停留后,晶粒容易长大,并且焊缝区存在大量硬脆的针状马氏体 α' 相,因此焊接接头的塑性明显低于母材的。

在拉伸过程中,钛基复合材料焊接接头在母材

区断裂。在焊接过程中的局部瞬时高温使焊接接头焊缝处发生变形而产生残余焊接应力,进而影响焊接接头的性能。在拉伸试验中,焊接接头处于三维应力状态,导致拘束增加,使得变形区域的应力状态更加复杂。在拉伸过程中,焊缝区与母材区在屈服后均发生颈缩,但是母材区的塑性更好,因此颈缩程度更大;随着拉伸载荷的增大,母材区颈缩处的横截面积减小,局部应力增大,最终导致试样在母材区断裂。

由图 5 可知:母材的拉伸断口呈典型的等轴韧窝状,为韧性断裂,韧窝大小不一,数量较多;焊接接头拉伸断口也呈韧窝状,为韧性断裂,但韧窝数量少,深度较浅,部分区域可见沿晶断裂特征,因此焊接接头的断后伸长率小于母材的。

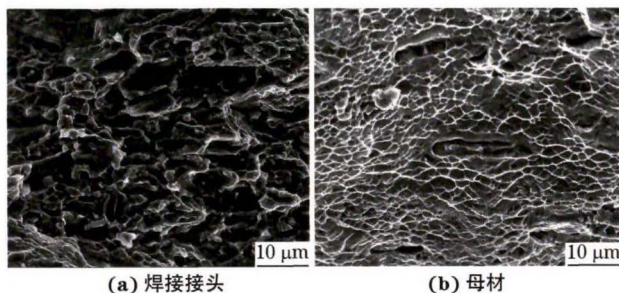


图 5 钛基复合材料焊接接头与母材的拉伸断口形貌

Fig. 5 Tensile fracture morphology of welded joint (a) and base metal (b) of titanium matrix composite

3 结 论

(1) TIG 焊接可较好地实现钛基复合材料的连接,焊缝成形良好,表面均匀洁净,未见微裂纹、气孔等焊接缺陷。

(2) 钛基复合材料 TIG 焊接接头由焊缝区、热影响区与母材区组成;焊接接头中焊缝区和靠近焊缝的热影响区中增强体 TiB 具有较高的长径比,细化程度较高,并形成网络状结构,同时焊缝区和靠近焊缝的热影响区中还存在大量针状马氏体 α' 相。

(3) 钛基复合材料 TIG 焊接接头的抗拉强度为 1 137 MPa,为母材的 92%,断后伸长率为 2.20%;焊接接头均在母材区断裂,拉伸断口主要呈韧性断裂特征,但韧窝数量少,深度较浅,部分区域呈沿晶断裂特征。

参考文献:

- [1] 罗国珍.钛基复合材料的研究与发展[J].稀有金属材料与工程,1997,26(2):1-7.
- [2] 邓炬.我国钛科学的发展动向和新进展[J].稀有金属材料与工程,1997,26(1):7-10.
- [3] JOHNSON A, WRIGHT P. Application of advanced materials to aircraft gas turbine engines[C]//26th Joint Propulsion Conference, Orlando: AIAA, 1990.
- [4] LU W J, ZHANG D, ZHANG X N, et al. Microstructural characterization of TiC in in situ synthesized titanium matrix composites prepared by common casting technique[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2001, 327(1/2): 248-252.
- [5] 毛小南,周廉,周义刚,等. TP-650 颗粒增强钛基复合材料的性能与组织特征[J].稀有金属材料与工程,2004,33(6):620-623.
- [6] 肖代红,黄伯云.原位合成钛基复合材料的最新进展[J].粉末冶金技术,2008,26(3):217-223.
- [7] TJONG S C, MA Z Y. Microstructural and mechanical characteristics of in situ metal matrix composites[J]. Materials Science and Engineering: R, 2000, 29(3/4): 49-113.
- [8] 张胜玉.钛基复合材料的焊接[J].焊接技术,2000,29(5):49.
- [9] GOFREY T M T, GOODWIN P S, WARD-CLOSE C M. Titanium particulate metal matrix composites: Reinforcement, production methods, and mechanical properties[J]. Advanced Engineering Materials, 2000, 2(3): 85-91.
- [10] 吕维洁,张获.原位合成钛基复合材料的制备、微结构及力学性能[M].北京:高等教育出版社,2005:2-3.
- [11] 于治水,李瑞峰,祁凯.金属基复合材料连接方法研究综述[J].热加工工艺,2006(2):44-48.
- [12] SHORTA B. Gas tungsten arc welding of $\alpha + \beta$ titanium alloys: A review[J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(3): 309-324.
- [13] HIROSE A, KOTOH M, FUKUMOTO S, et al. Diffusion bonding of SiC fibre reinforced Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Science and Technology, 1992, 8(9): 811-816.
- [14] DA SILVA A A M, MEYER A, SANTOS J F D, et al. Mechanical and metallurgical properties of friction-welded TiC particulate reinforced Ti-6Al-4V[J]. Composites Science and Technology, 2004, 64(10/11): 1495-1501.
- [15] HIROSE A, MATSUHIRO Y, KOTOH M, et al. Laser-beam welding of SiC fibre-reinforced Ti-6Al-4V composite[J]. Journal of Materials Science, 1993, 28(2): 349-355.
- [16] NORRISH J. Advanced welding processes[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2006: 95-101.
- [17] SEN I, TAMIRISAKANDALA S, MIRACLE D B, et al. Microstructural effects on the mechanical behavior of B-modified Ti-6Al-4V alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(15): 4983-4993.
- [18] TAMIRISAKANDALA S, BHAT R B, MIRACLE D B, et al. Effect of boron on the beta transus of Ti-6Al-4V alloy[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(2): 217-222.
- [19] KOOM Y, PARK J S, PARK M K, et al. Effect of aspect ratios of in situ formed TiB whiskers on the mechanical properties of TiB_w/Ti-6Al-4V composites[J]. Scripta Materialia, 2012, 66(7): 487-490.

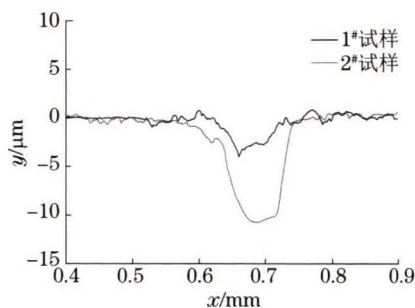


图7 不同试样表面磨痕的截面轮廓曲线

Fig.7 Sectional profile curves of wear scar on surface of different samples

层的耐磨性能更好。综上可知,在真空和基体预热 200 °C 条件下,激光熔覆 WC 增强镍基合金涂层的硬度虽然比大气环境氮气直吹保护和基体无预热条件下的有所降低,但其组织均匀致密,不存在裂纹和气孔,耐磨性能更好,由此该涂层具有良好的综合性能。

3 结 论

(1) 在真空和基体预热 200 °C 条件下,激光熔覆 WC 增强镍基合金涂层中不存在裂纹与气孔,涂层组织均匀致密,以胞状晶为主,涂层中物相主要由 Cr_{23}C_6 、 Cr_3C_2 、 $\gamma\text{-Ni}$ 、 FeNi 组成, Cr_{23}C_6 硬质相含量低于在大气环境氮气直吹保护和基体不预热条件下激光熔覆涂层的。

(2) 在真空和基体预热 200 °C 条件下,涂层的平均显微硬度为 751.14 HV,比大气环境氮气直吹保护和基体不预热条件下的低约 85.43 HV;涂层的稳定摩擦因数为 0.50,其磨痕横截面积约为 $0.4 \times 10^{-3} \text{ mm}^2$,比大气和基体不预热条件的分别降低约 23% 和 58%,耐磨性能显著提高。

参考文献:

[1] 林文松,张光钧,王慧萍.激光熔覆技术的研究进展[J].热处理

技术与装备,2008,29(2):1-3.

- [2] 刘顺洪.激光制造技术[M].武汉:华中科技大学出版社,2011:247-270.
- [3] 徐家乐,李忠国,郭华锋,等.激光熔覆层裂纹缺陷的研究进展[J].热加工工艺,2013,42(8):6-9.
- [4] 李震,孙荣禄.激光功率对 Ni 基 WC 熔覆层组织和性能的影响[J].金属热处理,2016,41(9):107-111.
- [5] 郭华锋,李志,熊永超,等.激光熔覆成形 Ni 基合金层的缺陷分析及控制[J].热加工工艺,2008,37(19):126-129.
- [6] 刘洪喜,陶喜德,张晓伟,等.机械振动辅助激光熔覆 Fe-Cr-Si-B-C 涂层的显微组织及界面分布形态[J].光学精密工程,2015,23(8):2192-2202.
- [7] 王玉玲,刘善勇,张翔宇,等.超声振动辅助激光熔覆 3540Fe/CeO₂ 涂层实验及分析[J].中国机械工程,2018,29(21):2600-2605.
- [8] 闫世兴,董世运,徐滨士,等.预热温度对灰铸铁表面激光熔覆镍基涂层组织与性能的影响[J].材料工程,2015,43(1):30-36.
- [9] 周昌欢,林晨,张娟娟,等.镍基钎料对 45# 钢激光熔覆镍基 WC 合金熔覆层缺陷的影响[J].表面技术,2018,47(3):91-95.
- [10] ZHOU S F, ZENG X Y, HU Q W, et al. Analysis of crack behavior for Ni-based WC composite coatings by laser cladding and crack-free realization [J]. Applied Surface Science, 2008,255(5):1646-1653.
- [11] 吴萍,周昌欢.激光合金化熔覆制备耐磨陶瓷梯度涂层[J].金属学报,1994,30(11):508-512.
- [12] 钟文华,刘贵仲,葛大梁,等. Cr_3C_2 对镍基碳化钨激光熔覆层组织与性能的影响[J].金属热处理,2012,37(7):45-48.
- [13] 翁铸,伍丽峰,陆文雄.激光熔覆与合金化层的缺陷产生及其防止[J].激光与光电子学进展,2003,40(10):58-59.
- [14] ST-GEORGES L. Development and characterization of composite Ni-Cr+WC laser cladding[J].Wear, 2007,263(1/2/3/4/5/6):562-566.
- [15] 何力佳,高睿,赵晓杰,等.光纤激光熔覆铁基合金粉末对 45 钢表面组织和性能的影响[J].铸造技术,2016,37(1):44-47.
- [16] SONGW L, ECHIGOYA J, ZHU B D, et al. Vacuum laser cladding and effect of Hf on the cracking susceptibility and the microstructure of Fe-Cr-Ni laser-clad layer[J].Surface and Coatings Technology, 2000,126(1):76-80.

(上接第 5 页)

- [20] HUANG L J, GENG L, PENG H X, et al. High temperature tensile properties of in situ TiB_w/Ti6Al4V composites with a novel network reinforcement architecture [J]. Materials Science and Engineering, A, 2012,534:688-692.
- [21] MAO J W, LU W J, WANG L Q, et al. Microstructures and

mechanical properties in laser beam welds of titanium matrix composites [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2014,19(2):142-149.

- [22] 赵颖,龙丹,赵勇,等.钛合金蒙皮骨架结构激光焊接工艺与组织研究[J].热加工工艺,2012,41(7):149-152.