

DOI:10.11784/tdxbz202311003

钛合金脉冲熔化极焊接的氧化防护研究

程方杰^{1,2}, 武昊¹, 武少杰^{1,2}, 郑震旦¹

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350; 2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

摘要: 钛合金在高温时易吸收 N、O、H 等气体, 造成接头性能的恶化, 制约了熔化极焊接(GMAW)工艺在全钛合金结构焊接制造中的应用. 本研究探讨了钛合金脉冲熔化极焊缝金属冷却过程的氧化防护问题, 分析了无尾罩保护下层间打磨工艺对钛合金焊缝金属的显微组织和力学性能的影响, 并提出了预测焊缝氧化程度的方法. 结果表明: 在无防护尾罩的条件下, 影响焊缝表面氧化程度的关键特征参数是脱离 Ar 气保护时的温度 t , t 的临界值约为 1 300 °C; 当脱离温度 $t > 1 300$ °C 时, 焊缝将发生严重氧化, 表面氧化膜的厚度超过 100 μm , 甚至可能出现易脱落的氧化皮; 当 $t < 1 300$ °C 的焊接参数进行坡口对焊时, 层间打磨处理后的焊缝显微组织和力学性能与采用 Ar 气尾罩保护的高度一致. 在此基础上, 进一步通过双因素试验拟合得到了脱离温度 t 与焊接热功率 P 和焊接速度 v_w 之间的对应关系模型 $t = f(P, v_w)$, 为预测熔化极焊接工艺中焊道表面氧化程度提供了理论基础.

关键词: 钛合金; 固态氧化; 无尾罩; 脉冲熔化极焊接

中图分类号: TG44; TG146.2

文献标志码: A

文章编号: 0493-2137(2024)11-1124-09

Oxidation Protection in Gas Metal Arc Welding-Pulsed of Titanium Alloy

Cheng Fangjie^{1,2}, Wu Hao¹, Wu Shaojie^{1,2}, Zheng Zhendan¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;

2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China)

Abstract: Titanium alloys are prone to absorbing gases such as N, O, and H at high temperatures, leading to degradation of joint performance, which restricts the application of gas metal arc welding (GMAW) in the manufacturing of all-titanium alloy structures. This study explores the oxidation protection of titanium alloy weld metal during the cooling process of GMAW-pulsed, and analyzes the impact of inter-pass grinding without a trailing shield on the microstructure and mechanical properties of titanium alloy welds. Additionally, a method to predict the degree of weld oxidation is proposed. The results indicate that, without the protective trailing shield, the critical parameter affecting the surface oxidation of the weld is the temperature (t) at the time of detachment from the Ar gas shield, with a critical value of approximately 1 300 °C. When t exceeds 1 300 °C, severe oxidation occurs, with the surface oxide layer exceeding 100 μm in thickness, potentially leading to the formation of easily detachable oxide scales. When using welding parameters that result in a detachment temperature t below 1 300 °C, the microstructure and mechanical properties of the weld after inter-pass grinding are highly consistent with those obtained using Ar gas trailing shield protection. Based on this, a two-factor experiment was further conducted to establish a model correlating the detachment temperature t with the welding power P and welding speed v_w , expressed as $t = f(P, v_w)$. This model provides a theoretical basis for predicting the degree of surface oxidation in the weld bead during GMAW.

Keywords: titanium alloy; solid oxidation; nontrailing shield; gas metal arc welding-pulsed (GMAW-P)

钛金属具有密度小、比强度高、耐热、耐腐蚀和抗疲劳等优异性能, 在航空航天、石油化工、海洋工

收稿日期: 2023-11-03; 修回日期: 2023-11-26.

作者简介: 程方杰 (1971—), 男, 博士, 教授.

通信作者: 程方杰, chf@tju.edu.cn.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52005366).

Supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 52005366).

程以及武器装备等领域被大量应用^[1-2]。然而钛合金焊接过程中易发生高温氧化,导致塑韧性的损失^[3]。目前钛合金焊接以钨极氩弧焊(gas tungsten arc welding, GTAW)为主,其焊接热输入低,焊后残余应力小,焊接接头性能优异,且熔池小,易实现严密的气体防护,但GTAW焊效率低,在中厚板焊接应用中存在工艺复杂、生产周期长等问题。而钛合金GMAW焊虽效率高,但存在飞溅和氧化问题。樊立民^[3]分析了钛合金GMAW焊过程中飞溅形成的机制,并提出增大分离电流和降低脉冲功率的方法在保持高熔覆效率的前提下降低飞溅率。但GMAW焊接过程中依然存在高温氧化的问题没有解决,且钛合金中厚板焊缝多为空间焊缝,其焊接防护更加困难^[4],急需探索面向复杂构件的高效灵活的焊接保护工艺。

厘清钛合金焊接过程中的高温氧化机制是解决GMAW焊接气体防护问题的关键^[5]。Kofstad等^[6]研究了钛合金升温过程的氧化机制:在300℃以下氧化膜的形成受mott型机制的支配;300~600℃下O向基体金属内部扩散;600~850℃氧化膜增厚与瓦格纳高温机制有关;850℃以上应力集中产生氧化层裂纹。Ma等^[7]分析了钛合金氧化过程的反应:高温下Ti原子与O原子首先反应生成TiO、Ti₂O₃、Ti₃O₅、TiO₂等钛的氧化物,随着反应的进行,低价态的Ti离子进一步氧化生成TiO₂,故钛合金氧化层通常只能观测到TiO₂这一种氧化物。樊立民等^[8]研究了钛合金高温焊缝冷却过程的非等温固态氧化机制和氧化行为,明确了在开始氧化温度在600~1300℃范围内时,随着温度的升高,氧化物颗粒逐渐粗化,氧化物颗粒间更疏松多孔,为O进一步与Ti发生氧化反应及生成更复杂的氧化物创造了条件。彭雯雯等^[9]发现了当氧化温度高于650℃时抗拉强度开始降低,而氧化温度达到1000℃时,钛合金的塑性和韧性几乎为0。Jia等^[10]分析了固态氧化后的Ti60钛合金性能恶化是由于氧化层和基体的热膨胀系数存在差异,冷却过程中产生残余应力裂纹。由此可知,氧化层是造成钛合金焊接接头性能恶化的重要原因。因此,需要消除氧化层对钛合金焊接接头的影响,以获得长寿命高可靠性的焊接结构^[11]。

目前钛合金焊接防护措施主要针对GTAW焊接过程,分为整体保护和局部保护^[12]。整体保护是通过在密闭腔室中充满惰性气体实现的,不仅操作困难,而且成本高。局部保护是通过向紧贴焊枪的保护尾罩中充入惰性气体实现的,但在实际焊接过程中存在工件表面难以贴合等问题^[13]。西安航空动力股份有限公司^[14]设计了带有定位卡片的尾罩,解决了保护

尾罩与焊件尺寸形状不匹配的问题;哈尔滨焊接研究院有限公司^[15]设计了配备有水冷铜管的保护罩,克服了原有气罩使用寿命短的问题。但设计新型匹配尾罩会降低生产效率,且钛合金GMAW焊的高线能量易造成保护尾罩的局部翘曲变形,影响防氧化效果。因此,GMAW焊接过程中难以采用尾罩对高温钛合金进行有效防护,限制了其在高精度、高效率焊接上的发展。

本文针对钛合金GMAW焊接中存在的这一关键问题,首先开展钛合金GMAW-P平板堆焊试验,探究焊接热循环、熔池形貌等对钛合金GMAW-P焊缝固态氧化程度的影响机制,明确影响钛合金GMAW-P焊缝氧化程度的关键特征;然后开展Ar气尾罩保护和无尾罩保护层间打磨两种工艺的中厚板多层多道试验,观测两种焊接接头的组织和性能,验证无尾罩保护层间打磨工艺的防护效果;最后以焊接功率 P 和焊接速度 v_w 为自变量开展双因素试验,建立钛合金GMAW-P焊缝氧化程度关键特征与焊接工艺参数间的对应关系模型,为预测熔化极焊接工艺中焊道表面氧化程度提供了理论基础。

1 试验设备和试验方法

试验采用10mm厚的热处理态近 α 型钛合金板材(Ti-5Al-2Mo-0.5V),显微组织为等轴 α 相和 β 转变组织(片层 α 相+残余片层 β 相)组成的双态组织;采用直径为1.2mm的TC4商用焊丝,标称抗拉强度为895MPa。

焊接试验在搭建有Fronius CMT 4000 ADVANCED焊机、ABB机器人、IGA 320型红外高温计和WJ1100熔池监控焊接相机构成的焊接系统上进行,其中焊枪、红外高温计和熔池相机处于同一平面,焊接系统如图1所示。焊前用砂纸打磨钛合金表面至露出银白色金属光泽,然后在无水乙醇中超声清洗15min并彻底吹干。试验包括3部分:首先在平板上进行无尾罩堆焊试验,采用红外高温计以60Hz的频率记录焊缝中心的温度变化,利用熔池相机同步观察液态熔池形态;然后分别在有、无尾罩保护的条件下进行70°V型坡口的多层多道对焊试验,其中进行无尾罩保护试验时,每条焊道均用布砂轮打磨焊道表面约0.1mm,但为观察焊缝表面氧化层的形貌,盖面焊道不打磨;最后在平板上进行无尾罩保护下的双因素堆焊试验,同样采用红外高温计采集焊缝中心的温度变化,为最终建立焊接工艺参数与钛合金GMAW焊缝氧化程度关键特征的对应关系模型提供数据基础。

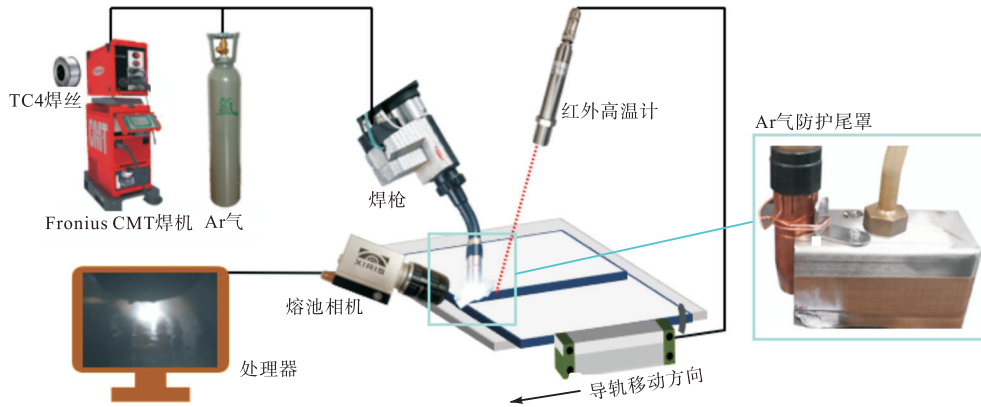


图 1 GMAW-P焊接系统示意

Fig.1 Schematic of the GMAW-P system

为对焊缝的成分、组织和力学性能进行观测,使用 ELTRA ONH 2000 氧氮氢分析仪测定焊缝内部氧含量,可测定范围为 0.01% ~ 2% (质量分数);采用 D8 Advanced 型 XRD 衍射仪对表面氧化层进行物相分析;采用 JSM-7800F 扫描电镜观察焊缝截面、焊道表面和冲击断口的微观形貌;利用维氏硬度计测量焊道表面氧化层和焊缝截面硬度;利用 MTS E45 伺服万能试验机测试全焊缝拉伸试样的抗拉强度和延伸率;利用 ZBC2752-ED 型摆锤冲击试验机测试焊缝的室温冲击功。

2 试验结果与讨论

2.1 钛合金平板堆焊的固态氧化

不同焊速下的单道堆焊试验参数如表 1 所示,其焊道宏观形貌如图 2 所示. 从图 2 中可以看出,随着焊速的增加,焊道余高从 5.2 mm 下降到 3.0 mm,焊道宽度由 9.0 mm 降低至 5.1 mm,焊缝成形效果逐渐改善. 焊道表面氧化颜色在 4 mm/s 焊速下最浅,呈现银白色,说明该焊速下氧化程度最轻;焊速减缓或

表 1 钛合金 GMAW-P焊接参数

Tab.1 Welding parameters for titanium alloy GMAW-P

脉冲频率/Hz	平均电流 <i>I</i> /A	平均电压 <i>U</i> /V	焊接热功率 <i>P</i> /W	焊接速度 <i>v_w</i> /(mm/s)	保护气流量/ (L/min)	防护方式	备注
70	120	21.5	2 589	2	18	无尾罩	单道堆焊
				4		无尾罩	
				6		无尾罩	
				8		无尾罩	
				6	18	无尾罩层间打磨	坡口对焊
				6		Ar 气尾罩	

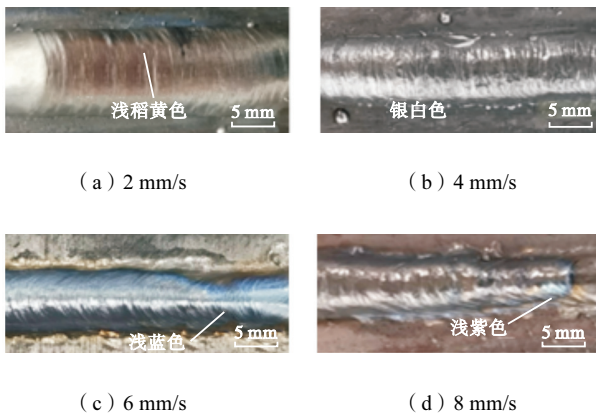


图 2 不同焊接速度下的焊道表面

Fig.2 Welding surface at different welding speeds

加快时,表面氧化颜色均加深,说明氧化较剧烈。

进一步分析焊缝在发生固态氧化时的焊接热行为. 因为钛合金接触空气时的温度和时长是影响其氧化程度的重要因素^[16],故本试验重点关注焊缝表面脱离 Ar 气保护时的温度 *t*. 但是由于焊缝脱离保护区域的具体时刻难以确定,因此很难直接在热循环曲线上确定该脱离温度 *t*. 针对这一问题,本研究提出了一种计算脱离温度 *t* 的方法,即通过计算有效保护时间 $\Delta\tau$,结合焊接热循环,得到不同焊速下的脱离温度 *t*. 首先,因为液态熔池的峰值温度点通常位于焊丝的正下方,因此可以将焊接热循环达到峰值温度的时刻作为开始保护的时刻. 但是,由于红外高温计

的最大测量温度为 1 725 °C, 未达到钛合金液态熔池可达的实际最高温度, 故以热循环曲线第 1 次达到 1 725 °C 的时刻为起始计入有效保护时间 $\Delta\tau$, 如图 3 (b) 中的绿色区域所示. 然后, 如图 3 (a) 所示, 蓝色区域为实际焊接过程中 Ar 气的保护范围, 但其具体尺寸难以确定. 为了保证后续计算焊缝处于保护区的时间 $\Delta\tau$ 具有足够的可靠性, 本研究中将半径为 8.5 mm 的焊枪喷嘴正下方圆柱区域设定为有效保护

区域. 最后, 利用式 (1) 就可以计算得到不同焊速下的 $\Delta\tau$ 分别为 4.25 s (2 mm/s)、2.12 s (4 mm/s)、1.41 s (6 mm/s)、1.06 s (8 mm/s). 对应到热循环曲线中, 就可以获得不同焊速时的脱离温度 t 分别为 1 230.5 °C、1 162.4 °C、1 197.5 °C、1 297.1 °C. 可以看出, 随着焊速的加快, t 先降低后升高.

$$\Delta\tau = 8.5 / v_w \tag{1}$$

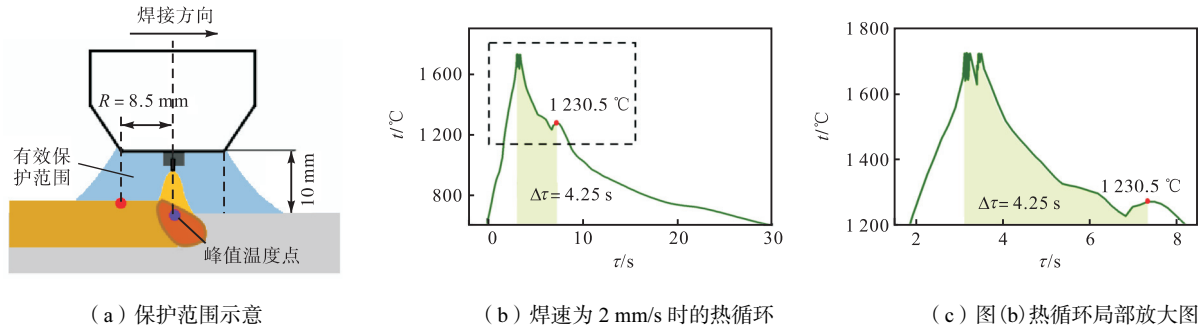


图 3 GMAW-P 气氛保护范围示意和 2 mm/s 焊速下的热循环

Fig.3 Schematic of the protective range of GMAW-P and thermal cycle at 2 mm/s welding speed

焊接过程中利用熔池相机采集液态熔池图像, 并通过标定得到熔池的长、宽等尺寸特征来明确焊缝发生氧化时的物态, 如图 4 所示. 采用棋盘格标定法对 300 张稳定液态熔池图像进行标定, 可知随着焊速的加快, 液态熔池宽度减小而长度拉长, 各焊速下的最大熔池长度均小于保护半径 8.5 mm, 表明液态熔池得到良好保护, 即未发生液态氧化.

研究证明 O、N 等杂质元素含量越大, 则钛合金的硬度越高^[17]. 为进一步明确焊缝的固态氧化程度及 O 的扩散范围, 对焊道表面进行硬度测试, 对焊缝内部进行氧含量测试, 结果如图 5 所示. 随着焊速的加快, 焊道表面硬度逐渐升高, 且均大于良好保护下熔敷金属的硬度. 由此可见, 在无尾罩保护的条件下, 焊道表面发生了固态氧化, 且氧化程度与 t 呈正相关, t 越高则焊道表面越硬. 对距离基体表面 1 mm 高度的焊缝进行含氧量测试, 各焊速下焊道的含氧量与焊材自身含氧量无明显差异, 这表明焊道表面虽发生固态氧化, 但 O 未渗透到焊缝金属内部.

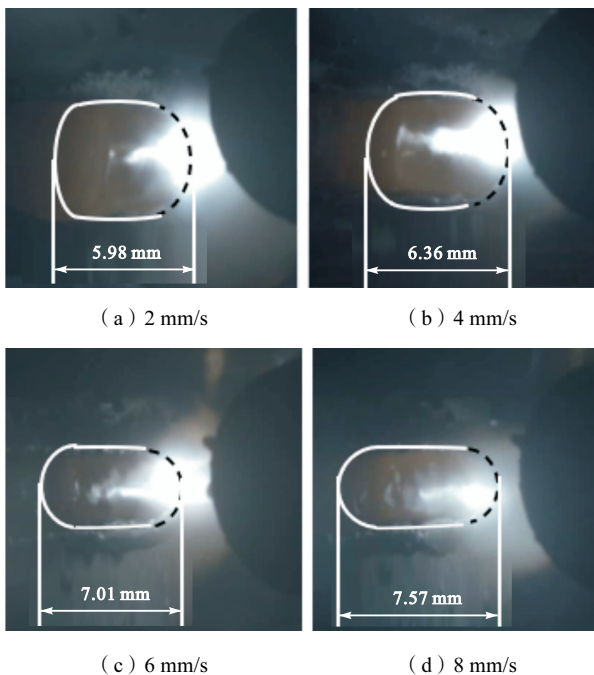


图 4 不同焊速下的熔池形貌

Fig.4 Morphology of the molten pool at different welding speeds

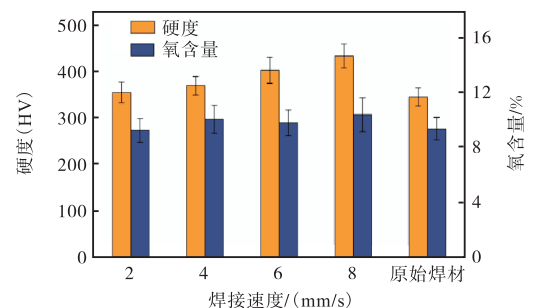


图 5 不同焊接速度下焊缝表面硬度、焊缝内部氧含量与原始焊材对比

Fig.5 Comparison of surface hardness and weld oxygen content at different speeds and welding material

综上所述, 脱离温度 t 是明确焊缝氧化程度的重要特征. 当焊接功率为 2 589 W、焊接速度为 4 mm/s 时, 焊道的脱离温度 t 最低, 防护效果最好, 但焊缝成

形较差;而在 6 mm/s 的焊速下虽然脱离温度 t 略高,但焊缝成形效果明显改善. 为进一步探究仅依靠喷嘴处 Ar 气防护的防护效果,后续采用 6 mm/s 的焊速,分别在有、无尾罩保护的条件下进行 V 型坡口的多层多道对焊试验.

2.2 钛合金坡口对焊的固态氧化防护

分别在 Ar 气尾罩保护(尾罩尺寸为 100 mm × 50 mm × 40 mm)和无尾罩保护条件下进行坡口对焊,焊接参数如表 1 所示.

为确认氧化物的类型,分别对两种工艺下的焊道表面进行 XRD 物相分析,如图 6 所示. Ar 气尾罩保护下的焊道表面存在少量的 TiO_2 ,说明发生了轻微的固态氧化;而无尾罩保护下的焊道表面 XRD 图谱存在 TiO_2 峰、 TiN 峰,说明焊缝在高温下吸收 O、N,造成较明显的固态氧化.

为明确无尾罩保护下的焊缝是否存在 O 的侵入,对两种防护措施下的接头显微组织进行观察,如图 7 所示. 焊缝区均表现为跨层生长的粗大柱状晶粒(图 7(a)、(d)). Ar 气尾罩保护下的焊缝表层及内部组织均匀(图 7(b)、(c)),为大量细针状 α 相,彼此正交构

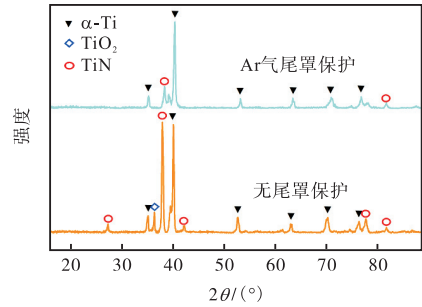


图 6 有、无尾罩保护下的焊道表面 XRD 图谱
Fig.6 XRD patterns of the weld surface with and without trailing shield

成网篮组织;而无尾罩保护下的焊缝表层组织为粗化的针状 α 相(图 7(e)),宽度约 1.2 μm ,焊缝内部是由宽度不超过 0.2 μm 的 α 相组成的网篮组织(图 7(f)),与 Ar 气尾罩保护下的焊缝组织一致. 无尾罩保护下的焊缝表面 α 相宽度是内部 α 相的 6 倍,该粗化层的厚度约 28 μm . α 相粗化的原因是 O 在焊缝表面大量固溶,O 是强烈的 α 相稳定元素,含量越高则组织中 α 相的比例越高. 这表明无尾罩保护下的焊道表层发生了固态氧化^[8],但焊缝内部并无 O 大量固溶的迹象.

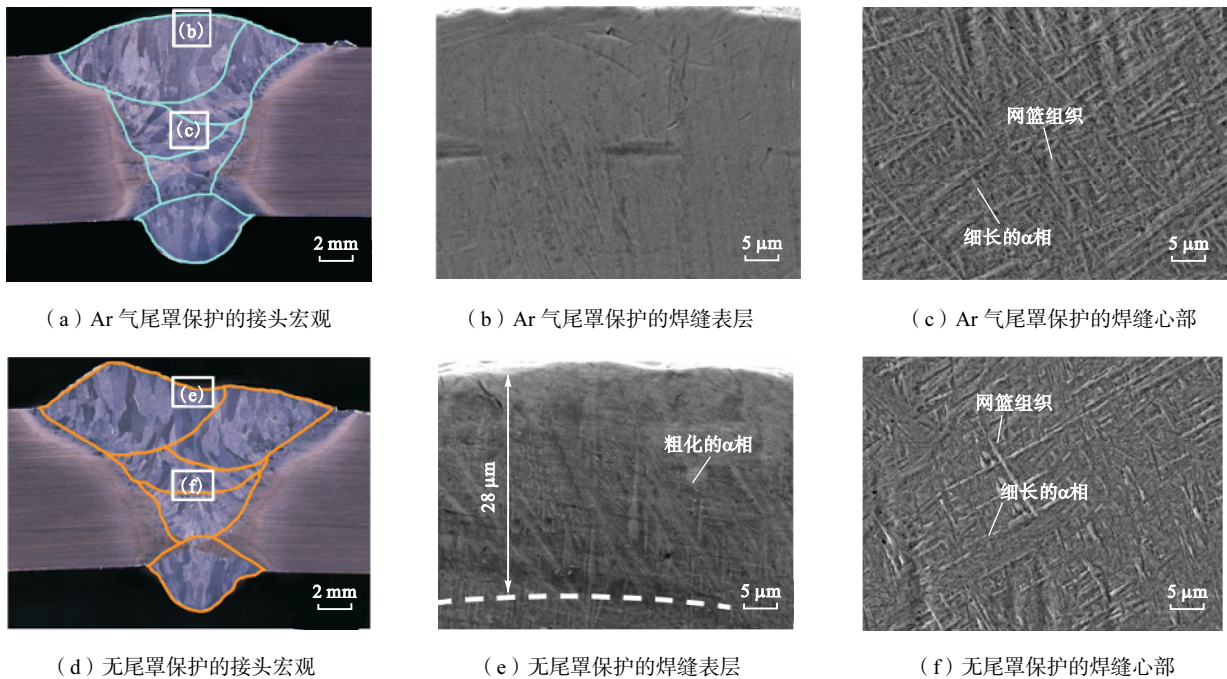


图 7 有、无尾罩保护下的焊缝宏观、焊缝表面及心部的显微组织

Fig.7 Microstructure of weld contour, surface and core with and without trailing shield

为探究打磨表面 0.1 mm 后是否在焊缝内部还固溶少量 O 元素,造成性能的改变,进一步对比分析 Ar 气尾罩和无尾罩保护打磨表面的焊接接头力学性能. 分别在距上、下表面 1 mm 的位置进行硬度测试,取全焊缝拉伸试样进行拉伸试验,取标准冲击试样进行冲击试验,力学性能结果如图 8 所示. 两种防

护工艺所得接头硬度值、抗拉强度、延伸率和室温冲击功都高度一致. 因此可以看出,有、无尾罩保护下的焊缝力学性能差异极小,表明无尾罩保护下轻微打磨焊道表面得到的焊接接头并未发生性能恶化.

综上所述,虽然无尾罩保护下的钛合金 GMAW-P 焊接过程发生了固态氧化,但经层间打磨处理后的

焊缝显微组织和力学性能与 Ar 气尾罩保护下的焊接接头无明显差异,说明打磨工艺能够完全去除 O 的

影响,验证了无尾罩条件下获得纯净的焊接接头的可能性。

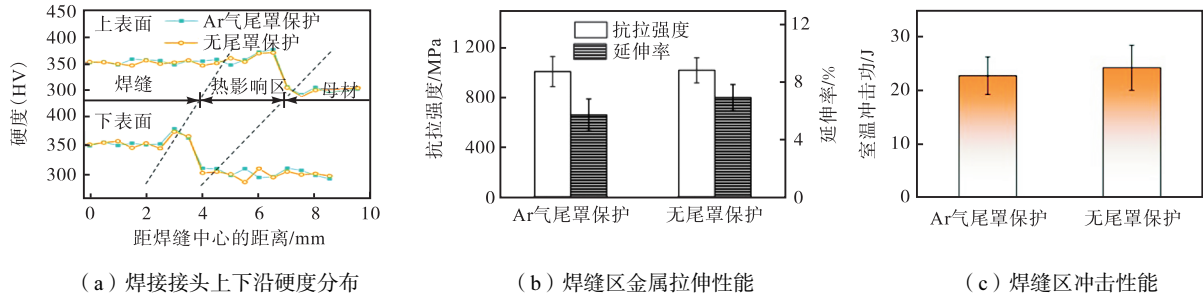


图 8 有、无尾罩保护下的 GMAW-P 接头力学性能测试结果

Fig.8 Mechanical properties test results of GMAW-P joints with and without trailing shield

2.3 钛合金工艺窗口的探索

为进一步探究无尾罩保护下 GMAW-P 焊接参数和脱离温度的对应关系,以焊接热功率 P 和焊接速度 v_w 为自变量,进行双因素试验,同时利用红外高温计记录不同焊接参数下的热循环曲线,焊接工艺参数如表 2 所示。

表 2 焊接热功率和焊速双因素焊接试验参数

Tab.2 Welding parameters: Thermal power and speed

组别	焊接平均电流 I/A	焊接平均电压 U/V	焊接热功率 P/W	焊速 $v_w/(mm/s)$
1	80	19.1	1 528	2
2	80	19.1	1 528	4
3	100	20.4	2 040	2
4	100	20.4	2 040	4
5	100	20.4	2 040	6
6	100	20.4	2 040	8
7	120	21.5	2 589	2
8	120	21.5	2 589	4
9	120	21.5	2 589	6
10	120	21.5	2 589	8
11	140	22.3	3 122	2
12	140	22.3	3 122	4
13	140	22.3	3 122	6
14	140	22.3	3 122	8
15	160	22.8	3 648	6
16	160	22.8	3 648	8

利用焊接热循环和 $\Delta\tau$ 计算得到不同焊接参数下的 t ,如图 9 所示.由图可知当 P 一定时, t 随着 v_w 的加快先升高后降低,并在 4 mm/s 时达到最小值.而当 v_w 一定时, t 随着 P 的升高而升高.在这 16 组焊接试验中, t 在 1000 ~ 1100 °C 范围内有 2 组,在 1100 ~ 1200 °C 范围内有 4 组,在 1200 ~ 1300 °C 范围内有 7 组,1300 °C 以上有 3 组。

如图 10 所示,3 组焊道的表面存在明显的氧化痕迹(第 14、15、16 组):3 122 W、8 mm/s 条件下的焊道表面呈深蓝色(图 10(a));3 648 W、6 mm/s 条件下的焊道表面呈浅蓝色(图 10(b));3 648 W、8 mm/s 条

件下的焊道表面呈现深紫色,且存在氧化皮脱落的现象(图 10(c)).对比 16 组焊道表面的氧化颜色及其

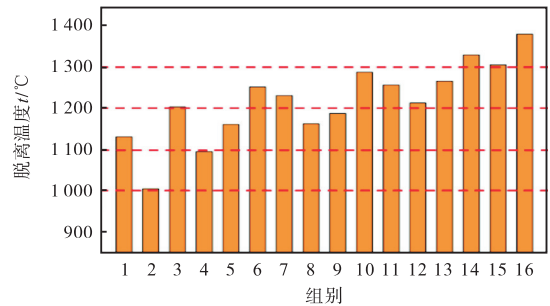


图 9 不同焊接参数下的脱离温度

Fig.9 Detachment temperature for different welding parameters



(a) 3 122 W, 8 mm/s



(b) 3 648 W, 6 mm/s



(c) 3 648 W, 8 mm/s

图 10 不同焊接参数下焊道表面氧化情况

Fig.10 Weld surface oxidation for different welding parameters

脱离温度 t 可知, 当 t 超过 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 即发生严重的固态氧化, 且 t 越高, 焊道表面的氧化颜色越深, 氧化程度越剧烈.

研究发现^[18], 焊接冷却过程中固溶 O 对钛合金产生两个方面的影响: 针状 α 相粗化和硬度增加. 为明确不同 t 下氧化层厚度的差异, 分别在 $1000\sim 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1100\sim 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $1200\sim 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和超过 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 这 4 个温度区间内各取 1 组焊缝(分别为第 2、1、12、15 组), 对焊缝顶端截面进行显微组织观察和硬度测量, 结果如图 11 所示. 焊缝顶部存在组织粗化区(图 11(a)~(d)), α 相宽度约为 $1.2\text{ }\mu\text{m}$, 约为焊缝内部 α 相宽度的 6 倍, 且该粗化层的厚度与脱离

温度 t 呈正相关, t 越高则粗化层越厚. 焊缝表面的硬度相较于焊缝内部也显著提高, 且硬化区的范围与 t 呈正相关, t 越高, 则焊缝最表层的硬度越高, 硬化层越宽. 对比可知, 硬化区域与 α 马氏体粗化区域一致. 这是由于 O 是 α 相的稳定元素, 在冷却过程中稳定 α 相, 使之粗化; 同时大量 O 固溶进 α -Ti 的 hcp 晶格中, 产生晶格畸变, 进而造成硬度的提高, 因此结合硬化层和粗化层的厚度, 可以推断出氧化膜的厚度. 结果表明, 氧化膜的厚度随着脱离温度 t 的升高呈指数增长(图 11(e)). 当温度超过 $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 氧化膜的平均厚度超过 $83\text{ }\mu\text{m}$, 最厚区域甚至超过 $100\text{ }\mu\text{m}$.

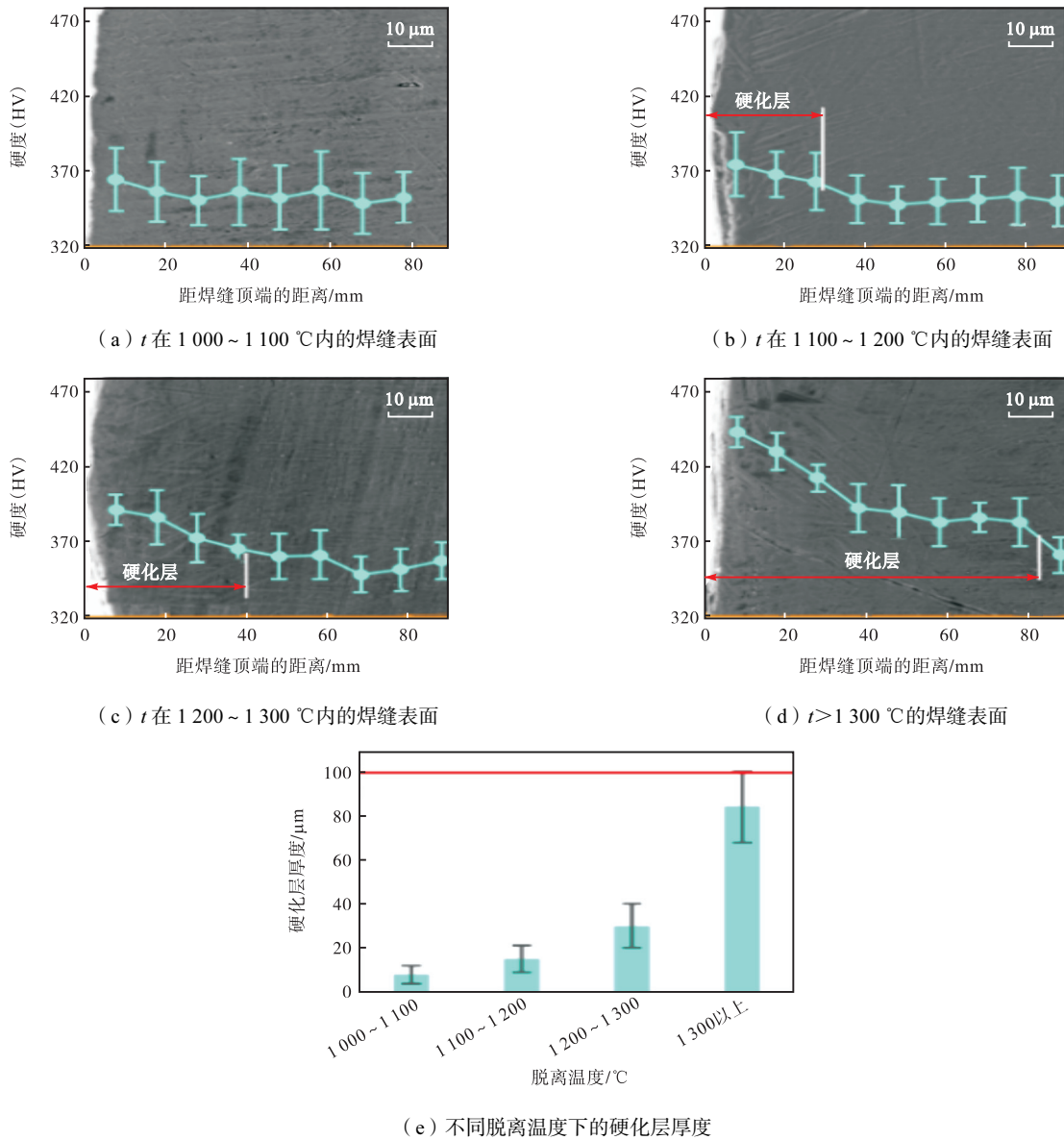


图 11 不同脱离温度 t 下焊缝表面显微组织和硬度变化趋势

Fig. 11 Microstructure and hardness variation trend of the weld surface under different values of t

在实际的焊接过程中, 受坡口角度的限制, 使用布砂轮打磨焊道表面的厚度应控制在 $100\text{ }\mu\text{m}$ 范围内.

因此, 当氧化膜厚度超过 $100\text{ }\mu\text{m}$ 时, 即 $t > 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 难以通过打磨完全去除氧化层, 不宜使用层间打

磨的工艺去除氧化膜。

为了进一步明确 P 、 v_w 和 t 之间的对应关系, 利用式(2)对表 2 内的 P 和 v_w 分别进行 Min-Max 归一化处理, 然后使用最小二乘法对数据进行拟合, 得到 P 、 v_w 和 t 之间的对应关系模型, 如式(3)所示, 拟合优度 R^2 值达到 0.955 12, 匹配度高。

$$\begin{cases} P_{\text{norm}} = \frac{P-1528}{3648-1528} \\ v_{w,\text{norm}} = \frac{v_w-2}{8-2} \end{cases} \quad (2)$$

$$t = 1091.70 + 343.96 \cdot \frac{P-1528}{2120} - 298.93 \cdot \frac{v_w-2}{6} - 134.52 \cdot \left(\frac{P-1528}{2120} \right)^2 + 363.96 \cdot \left(\frac{v_w-2}{6} \right)^2 + 18.09 \cdot \frac{P-1538}{2120} \cdot \frac{v_w-2}{6} \quad (3)$$

表 3 焊接参数及拟合脱离温度与实测脱离温度的对比

Tab.3 Welding parameters of the verification test and comparison of fitting results with measured results of t

焊接平均电流 I/A	焊接平均电压 U/V	焊接热功率 P/W	焊接速度 $v_w/(mm/s)$	实际脱离温度 $t/^\circ\text{C}$	计算脱离温度 $t_c/^\circ\text{C}$	误差/ $\%$
110	20.0	2 000	2	1 140.6	1 161.6	1.84
130	22.0	2 860	4	1 101.6	1 120.2	1.74
150	22.6	3 390	6	1 268.3	1 245.4	1.81

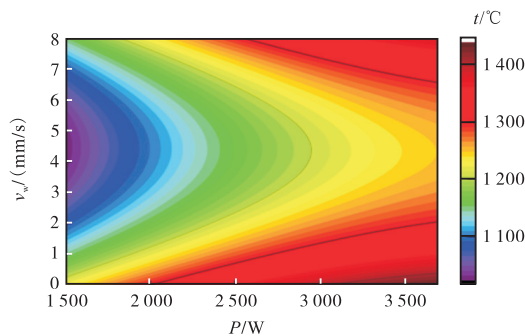


图 12 焊接热功率 P 、焊接速度 v_w 和脱离温度 t 的拟合曲面

Fig.12 Fitting diagram of welding power P , welding speed v_w , and t

3 结论

本试验针对钛合金 GMAW-P 焊接过程中的氧化问题, 提出了在不使用防护尾罩的条件下打磨焊道表面的氧化防护工艺, 明确了影响焊缝表面氧化程度的关键特征参数, 建立了该特征参数与焊接参数间的对应关系模型, 确定了采用无尾罩层间打磨工艺获得纯净焊缝的工艺窗口, 得到以下结论。

(1) 对比了 Ar 气尾罩保护和无尾罩层间打磨两种防护工艺下的焊接接头显微组织和力学性能, 发现

式(2)中的 P_{norm} 与 $v_{w,\text{norm}}$ 分别对应归一化处理后的 P 、 v_w 数据。

为了明确该公式的准确性, 在表 2 的工艺区间内选取 3 组试验参数进行验证试验, 并对比实际脱离温度 t 和计算脱离温度 t_c 的误差, 所采用焊接参数和对比结果如表 3 所示。实测值与计算值的最大误差低于 2.0%, 表示通过式(3)能够准确地预测脱离温度 t 。

根据式(3)绘制拟合曲面, 如图 12 所示。脱离温度 t 呈先降低后升高的趋势, 且在该焊接参数下, 最低 t 均处在 4~5 mm/s 范围内; t 与 P 呈正相关, P 越高则 t 越高。进一步观察发现, 只有当 $P > 2600$ W 且 $v_w > 7$ mm/s 时, 脱离温度 t 才会大于 1300 $^\circ\text{C}$ (拟合曲面和投影面上的黑色实线), 可能造成严重的固态氧化。因此, 利用式(2)可以在进行工艺试验前根据 P 和 v_w 来提前计算所对应的脱离温度 t , 预判是否会出现严重的固态氧化现象。

两种工艺下的接头组织和性能高度一致, 验证了在控制脱离温度 $t < 1300$ $^\circ\text{C}$ 的前提下, 无尾罩层间打磨的工艺可以获得纯净焊缝。

(2) 明确了脱离温度 t 是影响钛合金 GMAW-P 工艺焊缝氧化程度的主要特征参数, 确定了当 $t < 1300$ $^\circ\text{C}$ 时, 氧化层厚度可控制在 100 μm 以内, 即通过打磨工艺可以完全去除氧化层。

(3) 建立了无尾罩保护下钛合金 GMAW-P 工艺参数焊接热功率 P 、焊接速度 v_w 与脱离温度 t 之间的对应关系模型 $t = f(P, v_w)$ 。当 P 一定时, t 随着 v_w 的升高呈先降低后升高的趋势, 且 t 的最小值均处在 4~5 mm/s 焊速范围内; 当 v_w 一定时, t 随着 P 升高而增加。

参考文献:

- [1] Cui C, Hu B M, Zhao L, et al. Titanium alloy production technology, market prospects and industry development[J]. Materials & Design, 2011, 32(3): 1684-1691.
- [2] Talkington J, Harwig D, Castner H, et al. Advances in titanium pipe welding and inspection technology for navy ships[J]. Journal of Ship Production, 2002, 18: 54-63.

- [3] 樊立民. 钛合金 GMAW-P 熔滴过渡行为及高温焊缝金属氧化机制研究[D]. 天津: 天津大学材料科学与工程学院, 2022.
- Fan Limin. Study on Droplet Transfer Behavior and Oxidation Mechanism of High Temperature Weld Metal in Titanium Alloy Welding[D]. Tianjin: School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, 2022 (in Chinese).
- [4] Prilutsky V P, Akhonorin S V. TIG welding of titanium alloys using fluxes[J]. *Welding in the World*, 2014, 58: 245-251.
- [5] Guleryuz H, Cimenoglu H. Oxidation of Ti-6Al-4V alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 472(1/2): 241-246.
- [6] Kofstad P, Hauffe K, Kjollesdal H. Investigation on the oxidation mechanism of titanium[J]. *Acta Chemica Scandinavica*, 1958, 12(2): 239-266.
- [7] Ma K, Zhang R, Sun J L, et al. Oxidation mechanism of biomedical titanium alloy surface and experiment[J]. *International Journal of Corrosion*, 2020, 2020: 1678615.
- [8] 樊立民, 武少杰, 程方杰, 等. Ti-Al-Mo 系钛合金焊接过程的非等温氧化行为研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(9): 3345-3352.
- Fan Limin, Wu Shaojie, Cheng Fangjie, et al. Non-isothermal oxidation behavior research of Ti-Al-Mo alloy during welding process[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(9): 3345-3352 (in Chinese).
- [9] 彭雯雯, 曾卫东, 张尧武, 等. TC18 钛合金氧化色与力学性能关系研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2013, 42(2): 358-361.
- Peng Wenwen, Zeng Weidong, Zhang Yaowu, et al. Study on the relationship between oxidation color and mechanical properties of TC18 titanium alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2013, 42(2): 358-361 (in Chinese).
- [10] Jia W J, Zeng W D, Zhang X M, et al. Oxidation behavior and effect of oxidation on tensile properties of Ti60 alloy[J]. *Journal of Materials Science*, 2011, 46: 1351-1358.
- [11] 徐连勇. 长寿命高可靠性焊接结构[J]. *天津大学学报(自然科学与工程技术版)*, 2022, 55(1): 1-10.
- Xu Lianyong. Long-life and high-reliability welded structures[J]. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, 2022, 55(1): 1-10 (in Chinese).
- [12] 邹帅. 钛合金焊接气体保护技术的专利分析[J]. *化工管理*, 2018, 19: 23-25.
- Zou Shuai. Patent analysis of titanium alloy welding gas protection technology[J]. *Chemical Enterprise Management*, 2018, 19: 23-25 (in Chinese).
- [13] 王文平, 贾春林, 张宽, 等. TIG 焊焊接管路组件控制氧化工艺研究[J]. *航天制造技术*, 2017, 6: 48-49, 53.
- Wang Wenping, Jia Chunlin, Zhang Kuan, et al. Research on controlling oxidation technology of welded pipe components by TIG welding[J]. *Aerospace Manufacturing Technology*, 2017, 6: 48-49, 53 (in Chinese).
- [14] 西安航空动力股份有限公司. 一种便携式氩气保护箱: CN 201420024731.5[P]. 2014-08-13.
- Xi'an Aero Engine Company Limited. A Portable Argon Protection Box: CN 201420024731.5[P]. 2014-08-13 (in Chinese).
- [15] 哈尔滨焊接研究院有限公司. 一种 TIG 或 MIG 焊接大厚度钛合金管或板用气体保护装置: CN 202122730686.8[P]. 2022-04-12.
- Harbin Welding Research Institute Company Limited. A Gas Protection Device for TIG or MIG Welding of Thick Titanium Alloy Pipes or Plates: CN 202122730686.8 [P]. 2022-04-12 (in Chinese).
- [16] Caballero A, Ding J, Bandari Y, et al. Oxidation of Ti-6Al-4V during wire and arc additive manufacture[J]. *3D Printing and Additive Manufacturing*, 2019, 6(2): 91-98.
- [17] Ouyang P X, Mi G B, Li P J, et al. Non-isothermal oxidation behavior and mechanism of a high temperature near- α titanium alloy[J]. *Materials*, 2018, 11(11): 2141.
- [18] Bermingham M J, Thomson-Larkins J, St John D H, et al. Sensitivity of Ti-6Al-4V components to oxidation during out of chamber wire + arc additive manufacturing [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 258: 29-37.

(责任编辑: 田 军)