

# 激光熔覆V过渡层辅助钛/钢异种金属 激光焊接工艺及性能研究

李洋<sup>1</sup>, 芦丽莉<sup>2</sup>, 徐睦忠<sup>1</sup>, 盖欣<sup>2</sup>, 杜航<sup>1</sup>, 丁涛<sup>2</sup>, 乐望赟<sup>3</sup>, 邢丽<sup>1</sup>,  
严成文<sup>1</sup>, 贝尔德妮科娃·欧乐娜<sup>1</sup>, 龚亚<sup>2</sup>, 李权<sup>2</sup>

(1. 浙江巴顿焊接技术研究院, 浙江 杭州 313100)

(2. 中国核动力研究设计院, 四川 成都 610213)

(3. 中国(浙江)机器人及智能装备创新中心, 浙江 杭州 310000)

**摘要:** 钛/钢异种金属结构件在多个领域具有巨大的应用前景, 本工作采用激光熔覆钒(V)过渡层的方法辅助钛合金Ti-4Al-2V与不锈钢06Cr18Ni11Ti激光组对焊接, 获得了组织性能优异的钛/钢异种金属接头。以高纯钒(V)粉作为过渡金属材料, 采用激光熔覆设备在4 mm厚度钛合金Ti-4Al-2V端面, 以多层多道熔覆工艺制备一定厚度的V过渡层, 并对过渡层中的化学成分、组织形貌及残余应力进行分析; 随后将该V熔覆试样与06Cr18Ni11Ti不锈钢进行激光对接焊, 对钛合金+V过渡层+激光焊缝+不锈钢焊接接头的宏观形貌、微观组织、力学性能(高温及室温抗拉强度、冲击韧性)、断口形貌及接头硬度等进行表征。结果表明: 在钛合金上激光熔覆V过渡层, 当V层厚度 $\geq 6.8$  mm时熔覆金属近表面V含量约为98wt%, Ti含量降至0.18wt%~0.22wt%; 上述钛/钢焊接接头的室温抗拉强度均值为537.3 MPa, 高温抗拉强度(350 °C)均值为426.3 MPa, 且室温拉伸试样断裂在V熔覆层上, 冲击韧性均值分别为38.2 J/cm<sup>2</sup>(焊缝中心)、102.6 J/cm<sup>2</sup>(热影响区-临近V熔覆层一侧), 167.6 J/cm<sup>2</sup>(热影响区-临近不锈钢一侧); 对拉伸试样断口进行SEM分析, 断口形貌显示韧窝占主要部分, 局部区域存在韧窝+解理或准解理的混合断裂特征, 说明韧性与脆性断裂同时存在, 以韧性断裂为主。

**关键词:** 激光熔覆; V过渡层; 钛/钢; 激光对接焊

中图分类号: TG456.7

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)05-1299-09

## 1 引言

钛合金、不锈钢鉴于各自所具备的优良性能, 成为广泛应用的重要金属。在某些特殊的工作场景中, 诸如在核动力装备中需要使用钛合金与不锈钢的复合构件, 其连接接头的服役条件恶劣, 需满足高温、高压环境下长期使用且具备较强抗腐蚀能力, 因而要求具备优质的钛/钢复合焊接接头。但是钛合金与不锈钢焊接时, 钛合金中的Ti与不锈钢中的Fe、Cr、Ni、C易形成TiFe、TiFe<sub>2</sub>、TiCr<sub>2</sub>、NiTi、TiC等脆性金属间化合物(intermetallic compound, IMC)及碳化物, 造成焊缝脆性较大; 加之在焊缝冷却过程中, 钛合金与不锈钢的线膨胀系数及导热系数存在显著差异, 导致接头中形成较大内应力。在应力作用下硬脆的金属间化合物易自发开裂形成裂纹, 无法形成高质量焊接接头。因此减少焊缝中Ti、Fe含量抑制Ti-Fe金属间化合物的形成, 以及降低焊接接头的应力是获得钛合金与不锈钢优质连接的突破点<sup>[1-5]</sup>。为了解

决上述问题, 多采用在钛合金与不锈钢之间添加合适的中间过渡材料, 对Fe、Ti元素扩散进行抑制以此消除金属间化合物改善接头性能。中间过渡层的选取又依赖于其与Ti和Fe的冶金相容性等要素。可查阅到的钛合金与不锈钢之间连接方法主要包括钎焊、扩散焊、摩擦焊、电子束焊和激光焊等。其中钎焊、扩散焊和摩擦焊的制备工艺较为复杂, 无法满足不同焊接结构的技术要求及大规模生产。随着激光焊、电子束焊技术的逐步完善, 使得钛合金与不锈钢的熔焊具备可行性。电子束焊因需在真空环境中进行, 使其应用受到限制, 而激光焊技术具有高可控性、局部热源集中、热影响区范围小等特点, 同时在制造效率、灵活性等方面优势明显<sup>[6-11]</sup>。综上所述, 若能突破钛合金/不锈钢复合构件高强度、高韧性的焊接要求, 将解决产品制造瓶颈, 产生可观的经济效益。

诸多科研工作者采用Cu、Ni、Nb及Zr等金属作为过渡材料尝试实现钛/钢的连接<sup>[12-15]</sup>。其中钒(V)作为一种

收稿日期: 2025-05-12

基金项目: 国家重点研发计划“战略性国际科技创新合作”重点专项(2023YFE0201400)

作者简介: 李洋, 男, 1986年生, 硕士, 工程师, 浙江巴顿焊接技术研究院, 浙江 杭州 313100, E-mail: cfhiliyang@163.com

潜在的备选材料,其自身不仅具有较好的强度及延展性,且在耐腐蚀性能方面表现优异。同时 V 与 Ti 可形成连续固溶体,V 与 Fe 也具有较大的固溶度。余腾义等<sup>[6]</sup>以条状 V 金属作为中间层,采用钛合金+激光焊缝 1+V 金属条+激光焊缝 2+不锈钢的双道激光焊方式,以及吉林大学张岩<sup>[7]</sup>采用相同的连接方式,在优化工艺后制备钛合金/不锈钢接头的抗拉强度均取得一定的成果。

作为当下一先进的制造技术,激光熔覆是利用高能密度激光束使熔覆材料与金属基材一同快速熔凝,形成与基材表面冶金结合良好熔覆层的一种表面改性技术。该技术具有热源集中、低稀释率及成形优良可控等特点,可以制备出具有一定冶金、力学或物理性能的过渡金属层。尤其对于物理、化学性能存在较大差异的不同金属有较强的同化作用<sup>[18-19]</sup>,有利于异种金属连接的研究。

本工作区别于以往的钛/钢连接方式,首先采用激光熔覆在 Ti-4Al-2V 钛合金端面制备一定厚度的 V 过渡层,研究激光熔覆过程的工艺特点、V 熔覆层形貌及成分分布等,而后对熔覆试样进行消应力处理+机械加工,最后将加工后 V 过渡层熔覆试样与不锈钢进行激光组对焊接。通过 V 过渡层避免 Ti 与 Fe 之间发生冶金反应,分析验证该复合连接构件的结构特征、力学性能等指标。

## 2 实验

所用激光熔覆设备主要包含 MFSC 6 kW 激光器及快速熔覆喷嘴,图 1 为独立设计的熔覆喷嘴。

喷嘴采用同轴送粉,在熔覆过程中激光能量同时作用在基材和粉末上,粉末在进入熔池前呈小颗粒熔滴的形态,制备过程的能量分配方式更加趋于合理,可以提升加工效率,改善熔覆质量、扩展熔覆基材的选材范围。

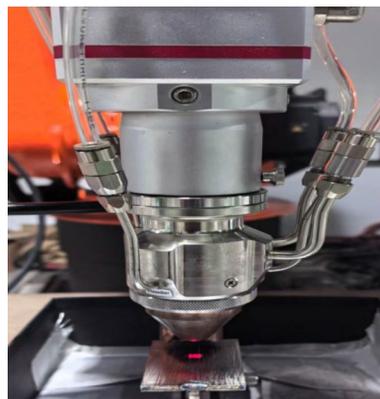


图 1 激光熔覆喷嘴

Fig.1 Nozzle for laser cladding

实验所用原料包括 Ti-4Al-2V 钛合金、06Cr18Ni11Ti 不锈钢及纯 V 粉末。表 1、表 2 分别为 Ti-4Al-2V 和 06Cr18Ni11Ti 母材的化学成分,V 粉纯度 99.99%,粒度 53~150 μm,粉末使用前需在 120~150 °C 下烘干 1.5~2 h。

图 2 为在钛合金端面上激光熔覆 V 过渡层工艺流程,具体如下:步骤一,首先对钛合金母材及辅助板进行预处理,包括机械磨抛及超声波清洗,接下来将装配完成的上述工件在两侧端头分别点焊固定。而后将其置于工艺平台上并调整方位,保证熔覆过程中工件的待熔覆端面与熔覆喷嘴间的高度间隙(保证离焦量相同)及直线度的一致;步骤二,在工件上端面采用多层多道的方式激光熔覆制备 V 过渡层;步骤三,熔覆过渡层整体厚度达到

表 1 Ti-4Al-2V 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-4Al-2V alloy (wt%)

Ti	Al	V	Si	Fe	N	Zr	C	Other
92.5	4.64	2.23	<0.01	0.069	<0.003	<0.005	0.006	<0.30

表 2 06Cr18Ni11Ti 不锈钢的化学成分

Table 2 Chemical composition of 06Cr18Ni11Ti stainless steel (wt%)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Ti	V	Cu	O	Fe	Mg	Al
0.022	0.53	0.88	0.001	0.03	17.44	9.09	0.24	0.13	0.01	1.20	67.62	0.025	0.045

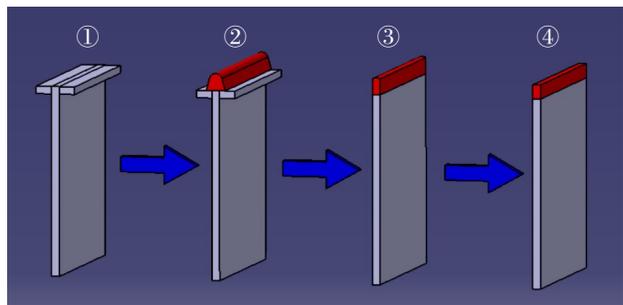


图 2 钛合金上制备 V 过渡层工艺流程

Fig.2 Process flow chart of preparing V transition layer on titanium alloy

要求后,对该试样采用线切割将两侧的辅助板及熔覆方向上的前、后端头切除,而后对其进行消应力热处理;步骤四,对试样进行机械加工保证熔覆金属各表面光洁平整,并对试样再次进行清洗。

最后,将清洗完成后的钛合金+V 熔覆层试样与不锈钢进行激光焊接。焊接过程中需对工件背面进行持续的氩气保护,见下图 3 所示。

熔覆过程中送粉保护、同轴保护气及脱罩保护气均采用 99.999% 的高纯氩气,进行多层多道熔覆过程中所用工艺参数见表 3 所示。其中,送粉保护气 (powder feeding protective gas),简称 PFPG;同轴保护气 (coaxial

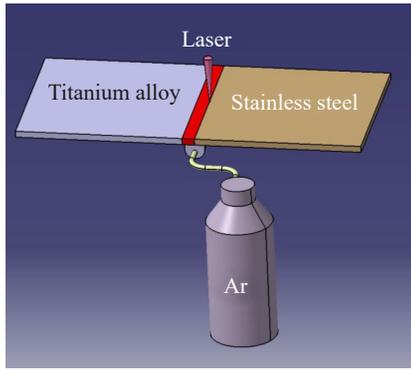


图3 钛合金+V熔覆层试样与不锈钢激光焊接

Fig.3 Laser welding of titanium alloy+V cladding layer sample to stainless steel

protective gas),简称CPG。

焊接设备采用锐科3000 W激光器,激光头为万顺兴ND42,激光焊工艺参数见表4,其中,振镜的摆动模式为圆形轨迹;偏移量为以组对贴合面为基准向不锈钢侧平移。

采用Carl Zeiss Axio Imager M2m(OM)光学显微镜对熔覆层及焊接接头截面形貌进行观察;蔡司Sigma 500型号场发射扫描电子显微镜(FE-SEM)进行化学元素及断口形貌分析;德国布鲁克D8 ADVANCE型号X射线衍射仪进行物相分析;INSTRON 5982电子万能拉伸试验机进行抗拉强度测试,加载速率为0.9 mm/min;钢研纳克NI300C仪器化冲击试验机进行冲击功检测;新盛科技YGCH-G2-60型热处理炉,对熔覆后的钛合金+V过渡层

表3 激光熔覆工艺参数

Table 3 Laser cladding process parameters

Number of layers	Power/kW	Powder feeding speed/r·min <sup>-1</sup>	Scanning rate/mm·s <sup>-1</sup>	Defocus amount/mm	PFPG flow rate/L·min <sup>-1</sup>	CPG flow rate/L·min <sup>-1</sup>	Spot diameter/mm
1-6	3.5	0.9	9	+5	15	20	4
7-16	3.6	0.8	9	+5	15	20	4

表4 激光对接焊工艺参数

Table 4 Process parameters for laser butt welding

Power/kW	Defocus amount/mm	Welding speed/mm·s <sup>-1</sup>	Swing frequency/Hz	Swing amplitude/mm	Offset/mm
2.6	-1	13	300	0.6	0.4

试样进行消应力处理;Wilson VH1102 维氏硬度计测量焊接接头的显微硬度分布,测试间隔为0.5 mm,加载载荷为2.94 N,保压时间15 s。

### 3 结果与分析

#### 3.1 激光熔覆V过渡层

由于V与钛合金之间可无限固溶,熔覆过程中钛合金母材与V粉末颗粒形成的液态金属充分互溶,熔覆金属表面均匀铺展呈现银白色金属光泽,无咬边、裂纹等存在。

熔覆过程前段,随着V层厚度的递增,熔覆金属中钛合金所含元素的成分占比逐渐降低,V含量逐渐升高,图4为根据EDS检测结果表征的熔覆层近表面Ti、V两主要元素与熔覆厚度的关系曲线(以熔覆层与钛合金母材的熔合线为初始厚度0)。

依据对多个熔覆试样测试结果发现,当V熔覆层厚度达到6.8 mm时,熔覆金属上端近表面Ti含量为0.18wt%~0.22wt%,V的成分占比约为98wt%;而后随着熔覆层厚度的继续增加,Ti含量并没有持续降低,Ti、V的含量仅在极小的范围内反复波动,见图4。为了V熔覆试样与不锈钢焊接时保证焊缝中Ti含量控制至最低,

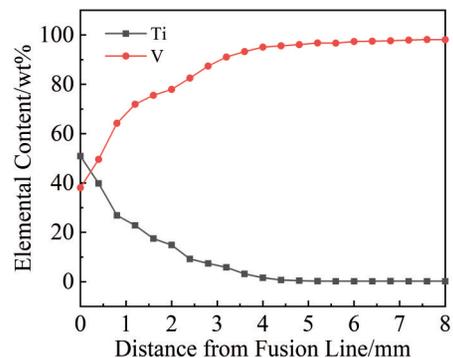


图4 Ti和V元素含量与熔覆层厚度关系曲线

Fig.4 Relationship curves of Ti and V elemental content with thickness of cladding layer

加之考虑到激光焊缝熔宽约为2 mm(单侧熔宽1 mm)。综上,加工后的待焊熔覆试样上V层厚度应控制在8±0.5 mm为宜。

图5为钛合金母材上V熔覆金属的宏观形貌。在熔覆方向上的不同区域,因所含钛合金元素及V含量存在差异而呈现出不同的组织形貌。熔覆金属中距离钛合金母材较近的部位,主要以粗大的柱状晶为主,这是由于

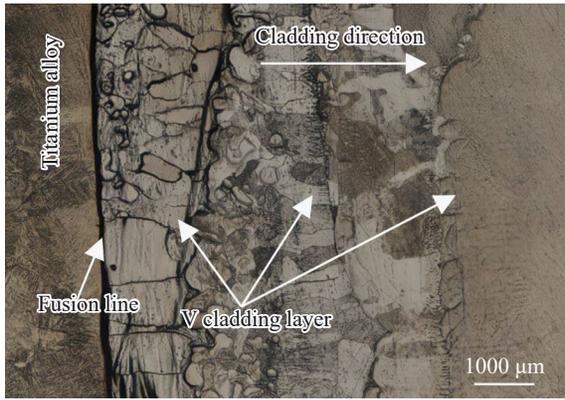


图5 钛合金上V熔覆层组织形貌

Fig.5 Microstructure of V cladding layer on titanium alloy

Ti-4Al-2V 导热性较差,组织极易过热而快速生长;当熔覆至第5层及后续区域,随着钛合金元素被进一步稀释而V含量升高到一定程度时,柱状组织消失转而呈现出V单质的形貌特征。经EDS检测获知第5层熔覆金属中V含量达到约92wt%,鉴于V具有优良耐腐蚀性使得界面无法呈现出清晰的组织特征。

### 3.2 焊接接头宏观形貌

图6为钛合金+V熔覆层试样与不锈钢焊接接头的宏观形貌。激光束施焊过程中不锈钢与部分熔化的V熔覆层形成焊缝,未熔化的V层起到屏蔽过渡作用。焊缝中未发现气孔、裂纹等焊接缺陷。

图6可见,位于焊缝两侧的不锈钢、V熔覆层熔合界面,V层一侧的熔合比明显小于不锈钢侧。不仅是由于V作为难熔金属其相较于不锈钢的熔点更高,同时由于激光焊接过程中采用将激光束向不锈钢一侧偏移所致。这是因为当焊缝中V含量达到一定范围时,V与不锈钢中的Fe元素可能形成FeV金属间化合物( $\sigma$ 相)。为了控制V在焊缝中的熔合比进而抑制 $\sigma$ 相的析出,施焊过程中采用将激光束向不锈钢一侧偏移0.4 mm。

### 3.3 焊接接头微观组织

采用光学显微镜对焊缝与不锈钢、焊缝与V熔覆层的结合界面分别进行分析,见图7、图8。

图7为不锈钢母材与焊缝结合界面的微观形貌,界



图6 钛合金+V熔覆层与不锈钢焊接接头形貌

Fig.6 Appearance of titanium alloy+V cladding layer and stainless steel welded joint

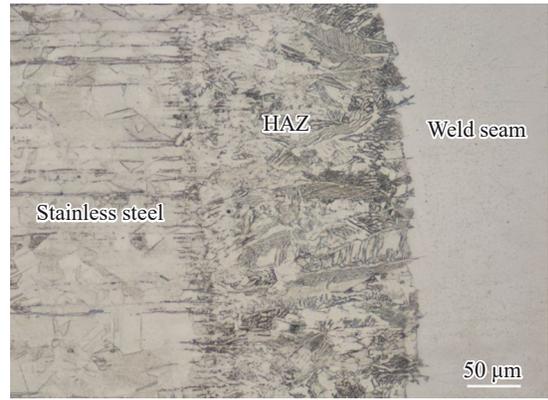


图7 焊缝与不锈钢结合界面微观形貌

Fig.7 Microstructure of the interface between weld seam and stainless steel



图8 焊缝与V熔覆层结合界面微观形貌

Fig.8 Microstructure of the interface between weld seam and V cladding layer

面区域未发现裂纹等缺陷存在,说明V熔覆层起到了很好的屏蔽作用。由于06Cr18Ni11Ti不锈钢为单一奥氏体组织,接头产生了焊缝、热影响区与母材3个组织特征不同的区域。其中,热影响区(HAZ)宽度在0.2~0.3 mm,HAZ内的奥氏体呈现明显长大的柱状组织,母材通过联生结晶向着焊缝中心外延生长。

图8为V熔覆层与焊缝结合界面微观形貌,在界面附近未发现存在缺陷,但在界面上沿着熔合线分布着宽度很小的深色带状组织。为了进一步确定该区域的形貌、成分分布及物相组成,采用扫描电镜、EDS及XRD对带状组织所在位置及其他区域进行深入研究。

图9a~9c分别为扫描电镜下焊缝与V熔覆层结合界面、焊缝中心、焊缝与不锈钢结合界面的微观形貌。

图9a所示,在扫描电镜下可见宽度为3~5 μm分布于焊缝与V熔覆层结合界面处的带状组织;图9b为焊缝中心位置的组织形貌,该区域显示为形状不规则且尺寸较大的块状晶粒;由图9c可见,不锈钢一侧的奥氏体组织向着焊缝中心延伸。

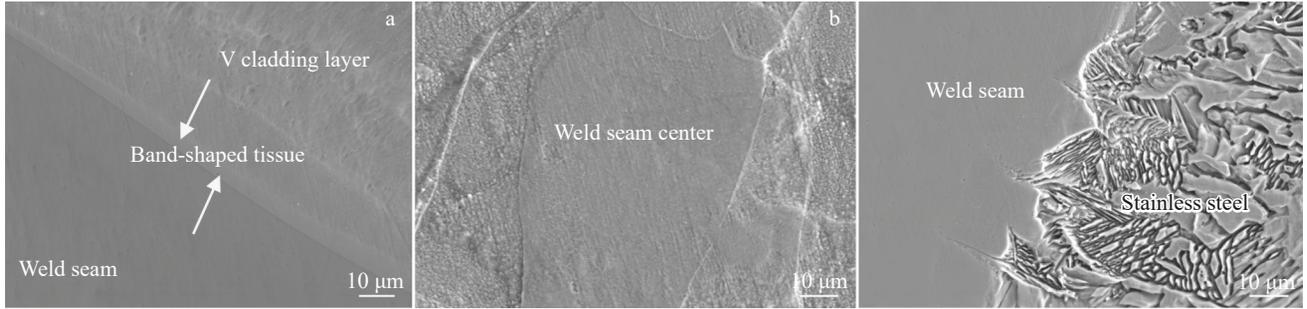


图9 焊缝不同区域微观形貌

Fig.9 Micro-morphologies of different areas of weld seam: (a) interface between weld seam and V cladding layer, (b) weld seam center, and (c) interface between weld seam and stainless steel

接下来,对焊缝与V熔覆层结合界面(界面1)、焊缝中心、焊缝与不锈钢结合界面(界面2)进行EDS及XRD分析,结果见表5所示。

根据表5所示,焊缝中主要组成相为V+(Fe,Cr),即(Fe,V)固溶体。分析认为:由于V熔覆试样与不锈钢进行激光焊接时采用向不锈钢一侧偏移0.4 mm,导致焊缝中V层的熔合比变小,仅在与V层临近的界面区域V元素的浓度较高。即使焊接过程激光以高频率的旋转轨迹行进,对液态熔池施加一定的搅拌作用,但由于V的熔化量有限,使得焊缝中距离V层距离稍远的区域为贫V区。基于Fe-V相图和参考文献[20-23]获知,在Fe-V体系中仅当V含量在(34at%~60at%)区间内,(Fe,V)固溶体部分转化为 $\sigma$ 相。表5中焊缝大部分区域中V的浓度不在该区间内,抑制了焊缝中 $\sigma$ 相的形成。而带状组织正好位于焊缝与V熔覆层的结合界面处,该区域内V的EDS检测结果达到59.6at%,满足生成 $\sigma$ 相的成分要求。

为了进一步分析验证,对3个钛/钢焊接试样的焊缝与V熔覆层结合界面分别进行EDS与XRD测试分析,如表6、图10所示。

3个试样上焊缝与V熔覆层结合界面区域的XRD检测结果一致,见图10所示。分析认为:带状组织中主要的组成相为(Fe,V)+ $\sigma$ 相。由于 $\sigma$ 相的形成无法通过XRD检测获得证实,鉴于该区域位于界面处的富V区,EDS测试结果显示该区域V的浓度达到51.6at%~59.7at%,恰好分布在生成 $\sigma$ 相的(34at%~60at%)范围区间,因此判定带状组织中存在 $\sigma$ 脆性相。

### 3.4 力学性能

表7、表8分别为钛/钢焊接接头室温和高温(350℃)强度及冲击韧性的测试结果,室温抗拉强度均值为537.3 MPa,高温抗拉强度(350℃)均值为426.3 MPa。

由表7、表8所示,钛/钢焊接试样冲击韧性均值分别为38.2 J/cm<sup>2</sup>(焊缝中心)、102.6 J/cm<sup>2</sup>(热影响区-V熔覆层侧),167.6 J/cm<sup>2</sup>(热影响区-不锈钢侧)。在室温、高温下的抗拉强度及冲击韧性均超过目标值,满足对于钛/钢异种材料构件在力学性能上的要求;同时焊缝的冲击性能要显著低于两侧的热影响区,分析认为由于焊缝中存在少量 $\sigma$ 脆性相致使其成为整个接头区域中韧性薄弱区域。

表5 焊缝不同区域EDS及XRD分析结果

Table 5 Results of EDS and XRD analyses in different areas of weld seam

Region	Content of main element/at%					Main phase
	V	Si	Fe	Cr	Ni	
Interface 1	59.6	0.4	28.6	7.5	3.0	V+(Fe,Cr)
Weld seam	10.5	0.8	55.4	15.3	6.7	V+(Fe,Cr)
Interface 2	3.6	0.8	59.1	16.4	7.1	(Fe,Cr)

表6 焊缝与V熔覆层结合界面EDS分析结果

Table 6 EDS analysis results of the interface between weld seam and V cladding layer

Sample	Content of main element/at%					Main phase
	V	Si	Fe	Cr	Ni	
1	59.7	0.3	22.5	5.7	2.1	V+(Fe,Cr)
2	51.6	0.4	28.5	7.5	3.2	
3	56.0	0.3	25.8	6.2	2.9	

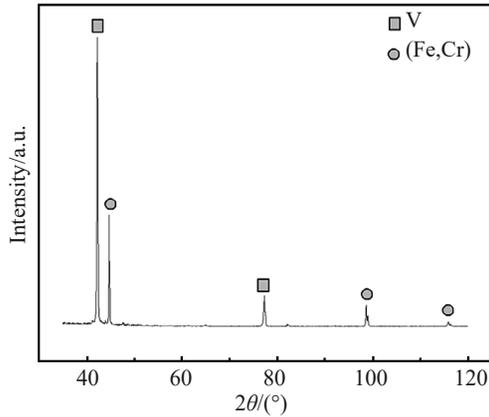


图 10 焊缝与 V 熔覆层结合界面 XRD 图谱

Fig.10 XRD pattern of interface between weld seam and V cladding layer

### 3.5 拉伸试样宏观形貌及断口微观形貌

图 11 为钛/钢焊接接头室温拉伸试样断裂宏观形貌，断裂位置位于 V 熔覆层上且呈现出韧性断裂特征的缩颈。说明焊缝与不锈钢、焊缝与 V 层两个结合界面的强度均高于 V 熔覆层。通过对大量试验总结发现：强度值较高的试样表现为韧性断裂且断裂位置均位于 V 熔覆层上，拉伸过程呈现出较大的拉伸位移；而强度值偏低的试样，拉伸断裂位置则位于焊缝，呈现为脆性断裂特征且拉伸位移较小。综上分析认为：想要获得高强度值的钛/钢焊接接头，需通过对熔覆工艺及焊接工艺的严格控制与优化，使得 V 熔覆层成为钛/钢接头中强度最薄弱的区域。

图 12a~12c 为室温拉伸试样位于 V 熔覆层上断口晶界的 SEM 图像。图 12a 中整个区域由密布的韧窝构成，

表 7 焊接接头室温和高温强度测试结果

Table 7 Test results of tensile strength of welded joints at room temperature and high temperature

State	Sample	Test value/MPa	Average value/MPa	Target value/MPa
Room temperature	1	542	537.3	≥500
	2	551		
	3	519		
High temperature	1	423	426.3	≥380
	2	434		
	3	422		

表 8 焊接接头冲击韧性测试结果

Table 8 Impact toughness test results of welded joint

Sample	Gap position	Test value/J·cm <sup>-2</sup>	Average value/J·cm <sup>-2</sup>	Target value/J·cm <sup>-2</sup>
1	Weld seam	36.2	38.2	≥15
		33.5		
		45		
2	Heat-affected zone (V layer side)	98.4	102.6	≥15
		128		
		81.3		
3	Heat-affected zone (stainless steel side)	160	167.6	≥15
		172.5		
		170.4		

图 12b 呈现出中心以韧窝为主，上下两侧准解理的特征，图 12c 则为上韧窝、下解理的形貌。

通过断口不同部位 SEM 形貌分析总结发现：大部分区域的断裂面呈现为布满韧窝的韧性断裂特征，佐证了拉伸过程出现缩颈现象；同时，在断口局部位置存在着韧窝+解理或准解理的混合断裂特征。综上说明，断裂过程中韧性与脆性断裂同时存在，以韧性断裂为主。

### 3.6 消应力处理对 V 熔覆层残余应力的影响

鉴于 V 过渡层采用多层多道激光熔覆制备而成，熔

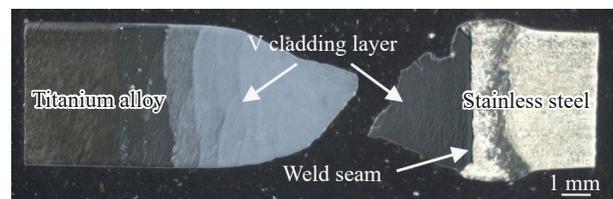


图 11 钛合金+V 熔覆层试样与不锈钢焊接接头室温拉伸断裂形貌

Fig.11 Room-temperature tensile fracture morphology of titanium alloy+V cladding layer and stainless steel welded joint

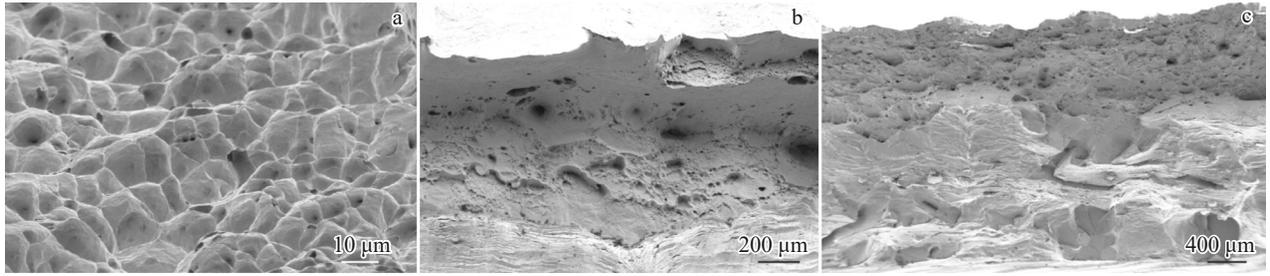


图12 室温拉伸试样V熔覆层上断口不同区域晶界SEM图像

Fig.12 SEM images of grain boundaries in different regions of fracture surface of V cladding layer on room temperature tensile specimen: (a) dimples; (b) dimple in center and quasi-cleavage on upper and lower sides; (c) upper dimple with lower cleavage

覆金属中会存在较大的残余应力。为了优化钛/钢焊接接头的力学性能,对同一熔覆试样进行消应力处理对比分析,验证消应力处理前、后熔覆层上残余应力的变化。消应力处理采用在热处理炉中对钛合金+V熔覆层试样进行后热,热处理工艺为 $260\pm 15\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,保温时间12 h;炉内升温/降温速率需控制在 $\leq 56\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ ,随炉冷却。

采用XRD对V熔覆层上端面(待焊端面)的残余应力进行测试,检测结果见表9(采用XRD检测残余应力得到的为相对值,依赖于与无应力状态的对比)。由表9可见:V熔覆层上端面残余应力始终显示为压应力;消应力处理后熔覆层纵向上的残余应力下降了约30%,横向残余应力下降约16%。分析认为:采用多层多道熔覆制备过程中,激光的高能量输入导致熔覆层与基材及相邻两道熔覆层之间形成显著的温度梯度,快速冷却的熔覆层收缩时受到周围金属的限制,导致在熔覆层中产生压应力。消应力处理对于消减残余应力的效果显著,有利于降低与不锈钢焊接前V熔覆层内部的初始应力,控制后续焊接过程中焊缝因应力叠加而出现裂纹的萌生及扩展。

为了进一步验证消应力处理对于接头抗拉强度的影响,将3个在相同工艺下制备的钛合金+V熔覆试样进行对比试验。每个试样沿熔覆方向均分切割成两部分,将其中1/2试样在未经消应力处理下与不锈钢进行焊接,另外1/2试样在经消应力处理后与不锈钢进行激光焊(焊接工艺参数见表4),而后分别对上述试样进行室温强度测试,结果见表10。

如表10所示,经过消应力处理的钛合金+V熔覆试

表9 V熔覆层上端面消应力处理前、后的残余应力

Table 9 Residual stress before and after stress relief treatment (SRT) on the upper end face of V cladding layer

State	Direction	Normal stress/MPa
Before SRT	0° (vertical)	-1097.0±64.0
	90° (horizontal)	-941.0±89.3
After SRT	0° (vertical)	-759.5±122.1
	90° (horizontal)	-791.5±104.6

表10 消应力处理对于焊接接头室温抗拉强度的影响

Table 10 Effect of SRT on room-temperature tensile strength of welded joints

Sample	Tensile strength/MPa	
	Without SRT	With SRT
1	435	542
2	393	507
3	432	514

样的接头强度,相较于V层未经过消应力处理的试样,其抗拉强度提升约20%;同时,未经消应力处理试样的拉伸断裂位置均位于焊缝,且断裂形式为脆性断裂,最大拉伸位移约为7 mm;经过消应力处理的试样则断裂在V熔覆层上且呈现出缩颈的韧性断裂,最大拉伸位移在13 mm以上。综上,消应力处理不仅影响着焊接接头的力学性能,同时决定着接头拉伸过程中的断裂位置及断裂形式。

### 3.7 焊接接头显微硬度

对钛合金+V熔覆层+焊缝+不锈钢焊接接头进行显微硬度分析,以钛合金母材为起始点,每间隔0.5 mm向不锈钢一侧逐点检测。

由图13所示,V熔覆层的硬度值整体上低于钛合金母材,随着厚度的增加V层上的硬度值呈现下降的趋势;当过渡到焊缝区域时硬度值突然跃升达到整个接头的最

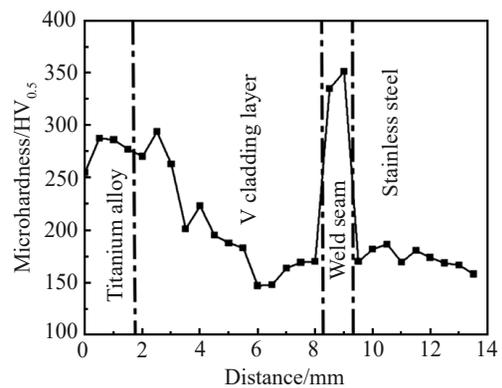


图13 焊接接头显微硬度值分布图

Fig.13 Microhardness distribution diagram of welded joint

高(焊缝区域硬度均值达到 $343\text{ HV}_{0.5}$ )。分析认为:除了由于激光焊接过程的热循环作用,依据Ustinovshikov等人<sup>[22]</sup>的研究,还要归因于焊缝中存在少量 $\sigma$ 相。相较于张岩<sup>[17]</sup>采用其他方法制备的V与不锈钢焊缝处 $600\text{ HV}$ 的硬度值,有了近40%的降低,不仅印证了V过渡层的存在有利于缓解和释放接头的焊接应力,也间接证明了焊缝中 $\sigma$ 脆性相含量实现有效控制。

## 4 结论

1)采用激光熔覆在Ti-4Al-2V端面制备V过渡层,EDS测试结果显示:当V层厚度达到 $6.8\text{ mm}$ 时,其近表面Ti含量为 $0.18\text{ wt}\% \sim 0.22\text{ wt}\%$ ,V的成分占比约为 $98\text{ wt}\%$ ;随着熔覆厚度的继续增加,熔覆层中Ti、V及其他元素的含量不再发生趋势性的改变,仅在极小范围内波动。

2)利用振镜激光焊制备的钛合金+V熔覆试样与不锈钢焊接接头,焊缝中心及左、右两个结合界面处未发现裂纹等缺陷。检测结果显示焊缝中绝大部分区域组织为(Fe,V)固溶体,仅在焊缝与V熔覆层结合界面处存在宽度为 $3\sim 5\ \mu\text{m}$ 的带状组织,经EDS及XRD结果分析判定该带状组织为(Fe,V)固溶体+ $\sigma$ 相。

3)采用本工艺制备的钛/钢焊接接头,室温抗拉强度均值为 $537.3\text{ MPa}$ ,高温抗拉强度( $350\text{ }^\circ\text{C}$ )均值为 $426.3\text{ MPa}$ ,且室温及高温拉伸试样均断裂在V熔覆层上并呈现出明显的缩颈;冲击韧性均值分别为 $38.2\text{ J/cm}^2$ (焊缝中心)、 $102.6\text{ J/cm}^2$ (热影响区-V熔覆层侧)、 $167.6\text{ J/cm}^2$ (热影响区-不锈钢侧)。位于V熔覆层上的拉伸断口形貌绝大部分区域为韧窝,局部区域为韧窝+解理或准解理。说明韧性与脆性断裂同时存在,以韧性断裂为主。

4)对同一件钛合金+V熔覆试样的待焊端面,在消应力处理前、后分别进行残余应力测试,结果显示:消应力处理后的V熔覆层,纵向残余应力下降了约30%,横向残余应力下降约16%。经对比试验发现:V熔覆试样经过消应力处理的焊接接头,抗拉强度相较于未经热处理的试样有了20%左右的提升;且未经消应力处理的试样拉伸过程中呈现脆性断裂,断裂位置位于焊缝;而经过消应力处理的拉伸试样断裂在V熔覆层上,断口显示为韧性断裂特征。

5)对钛/钢焊接接头进行显微硬度分析,结果显示V熔覆层硬度值随着厚度的增加整体呈现下降的趋势,整个接头的硬度值在焊缝处达到最高(均值为 $343\text{ HV}_{0.5}$ )。分析认为除了由于激光焊接过程的热循环作用,焊缝中存在少量的 $\sigma$ 相也是因素之一。与同类文献对比发现,焊缝位置 $343\text{ HV}_{0.5}$ 的硬度值相较其他方法有了近40%的下降,不仅说明V过渡层的存在有利于缓解焊接接头内应力,也间接证明了焊缝中 $\sigma$ 相含量得到有效控制。

## 参考文献 References

- [1] Hu Fengya(胡奉雅), Xu Guojing(许国敬), Chen Wei(陈伟) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2021, 42(6): 30
- [2] Wang Yuling(王玉玲), Zhang Xiangyu(张翔宇), Hu Xiaohong(胡小红). *Laser Technology*(激光技术)[J], 2017, 41(6): 816
- [3] Li J Z, Liu Y B, Zhen Z Y et al. *Materials*[J], 2019, 12(19): 3071
- [4] Wang Zhe(王喆), Xiao Mingying(肖明颖), Gao Huabing(高华兵) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2022, 50(5): 11
- [5] Zhang Y, Chen Y K, Zhou J P et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(1): 465
- [6] Ren G Z, Zhang Y, Zhou J P et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 27: 6367
- [7] Hao X H, Wei X L, Li S H et al. *Science and Technology of Welding and Joining*[J], 2023, 28(9): 1031
- [8] Wang Yarong(王亚荣), Fan Yali(樊亚丽), Yu Yang(余洋). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 299
- [9] Liu Menghan(刘孟晗), Fang Zhenghui(方正帅), Liu Fengde(刘凤德) et al. *Applied Laser*(应用激光)[J], 2021, 41(3): 474
- [10] Han Jing(韩靖), Sheng Guangmin(盛光敏), Zhou Xiaoling(周小玲) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 42
- [11] Wang Min(王敏), Guo Hongzhen(郭鸿镇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(11): 1964
- [12] Qiu Ranfeng(邱然锋), Li Qingzhe(李青哲), Zhao Yangyang(赵洋洋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3309
- [13] Wang Liyuan(王利媛). *Research on Technology of Vacuum Hot Roll Welding of Titanium Alloy and Stainless Steel Using Ni and Nb Interlayers*(Ni、Nb中间层钛合金与不锈钢真空热轧连接工艺研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007
- [14] Chang Jinghuan(常敬欢), Yu Gang(余刚), Cao Rui(曹睿) et al. *Transactions of the China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2023, 44(7): 48
- [15] Sun Ronglu(孙荣禄), Zhang Jiuhai(张九海). *Welding & Joining*(焊接)[J], 1997(2): 2
- [16] Yu Tengyi(余腾义), Chen Shuhai(陈树海), Liu Ke(刘珂) et al. *Iron Steel Vanadium Titanium*(钢铁钒钛)[J], 2023, 44(2): 92
- [17] Zhang Yan(张岩). *Study on Microstructures and Properties of Laser Welded Joints of Titanium Alloy/Stainless Steel Dissimilar Materials*(钛合金/不锈钢异种材料激光焊接接头微观组织及力学性能的研究)[D]. Jilin: Jilin University, 2019
- [18] Xiao Mingying(肖明颖), Fan Zhenhong(范振红). *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2024, 29(3): 151
- [19] Wang Mingming(王明明), Liu Wei(刘伟), Fu Li(伏利) et al. *Metallurgy and Materials*(冶金与材料)[J], 2024, 44(1): 73
- [20] Nogami S, Miyazaki J, Hasegawa A et al. *Journal of Nuclear*

*Materials*[J], 2013, 442(1–2): 562

*Compounds*[J], 2005, 398(1–2): 133

[21] Okamoto H. *Journal of Phase Equilibria*[J], 2006, 27(5): 542

[23] Guo C P, Li C R, Zheng X *et al. Calphad*[J], 2012, 38: 155

[22] Ustinovshikov Y, Pushkarev B, Sapegina I. *Journal of Alloys and*

## Laser Welding Process of Titanium/Steel Dissimilar Metals Assisted by Laser Cladding V Transition Layer and Their Properties

Li Yang<sup>1</sup>, Lu Lili<sup>2</sup>, Xu Muzhong<sup>1</sup>, Gai Xin<sup>2</sup>, Du Hang<sup>1</sup>, Ding Tao<sup>2</sup>, Le Wangyun<sup>3</sup>, Xing Li<sup>1</sup>,  
Yan Chengwen<sup>1</sup>, Lena Ou<sup>1</sup>, Gong Ya<sup>2</sup>, Li Quan<sup>2</sup>

(1. Zhejiang E.O. Paton Welding Technology Research Institute, Hangzhou 313100, China)

(2. Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, China)

(3. Zhejiang Innovation Institute of Robotics, Hangzhou 310000, China)

**Abstract:** Titanium/steel dissimilar metal structural components have great application prospects in multiple fields. In this work, the method of laser cladding vanadium (V) transition layer was adopted to assist the laser butt welding of Ti-4Al-2V titanium alloy and 06Cr18Ni11Ti stainless steel, and titanium/steel dissimilar metal joints with excellent microstructure and properties were obtained. Using high-purity vanadium (V) powder as the transition metal material, a certain thickness of V transition layer was prepared on the 4 mm-thick end face of Ti-4Al-2V titanium alloy by laser cladding equipment through a multi-layer and multi-pass cladding process, and the chemical composition, microstructure morphology and residual stress in the transition layer were analyzed. Subsequently, the V cladding sample was subjected to laser butt welding with 06Cr18Ni11Ti stainless steel to characterize the macroscopic morphology, microstructure, mechanical properties (tensile strength and impact toughness at high and room temperatures), fracture morphology and joint hardness of the titanium alloy+V transition layer+laser weld seam+stainless steel welded joint. The results show that during the laser cladding of V transition layer on titanium alloy, when the thickness of V layer reaches  $\geq 6.8$  mm, the V content near the surface of the cladding metal is approximately 98wt%, and the Ti content decreases to 0.18wt%–0.22wt%. The average tensile strength at room temperature of the above-mentioned titanium/steel welded joints is 537.3 MPa, and the average tensile strength at high temperature (350 °C) is 426.3 MPa. Moreover, the tensile specimen at room temperature fractures on the V cladding layer. The average impact toughness is 38.2 J/cm<sup>2</sup> (at the center of the weld seam), 102.6 J/cm<sup>2</sup> (in the heat affected zone, on the side adjacent to the V cladding layer), and 167.6 J/cm<sup>2</sup> (in the heat affected zone, on the side adjacent to the stainless steel). SEM analysis was conducted on the fracture surfaces of the tensile specimens. The fracture morphology shows that dimples account for the main part, and in some local areas, there are mixed fracture characteristics of dimples+cleavage or quasi-cleavage, indicating that both ductile and brittle fractures exist simultaneously, with ductile fracture being the main type.

**Key words:** laser cladding; V transition layer; titanium/steel; laser butt welding

---

Corresponding author: Lu Lili, Master, Researcher, Nuclear Power Institute of China, Chengdu 610213, P. R. China, E-mail: lulu1021@163.com