

# Cu 过渡层对直接激光沉积 TC4/IN718 双金属结构组织性能的影响

王辰阳<sup>1</sup>, 邢飞<sup>1</sup>, 刘祥宇<sup>2</sup>, 卞宏友<sup>1</sup>, 徐国建<sup>2,3</sup>

(1. 沈阳工业大学 机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

(2. 辽宁增材制造产业技术研究院, 辽宁 沈阳 110200)

(3. 沈阳工业大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870)

**摘要:** 钛合金和镍基合金各具有独特性能, 二者的双金属结构在航空航天领域具有广泛的应用前景。由于 2 种金属的物理与化学性能差异较大, 易在结合区域产生开裂。基于直接激光沉积 (DLD) 技术, 分别制备了无过渡层和 Cu 过渡层的 TC4/IN718 双金属结构。测试分析结果表明, 无过渡层双金属结构, 结合区形成大量 Ti-Ni 脆性相, 导致裂纹敏感性提高, 产生开裂; Cu 过渡层的双金属结构, 在 TC4 与 IN718 之间形成 Cu 过渡区, 限制 TC4 与 IN718 直接结合, 降低裂纹敏感性, 无裂纹等冶金缺陷产生, 由于冶金反应与元素扩散的发生, 在 Cu 过渡区中形成了少量 Ti-Cu 与微量 Ti-Ni 化合物相; 化合物相在双金属结构中的产生, 使 Cu 过渡区维氏硬度最高约为 5801.6 MPa, 但远低于无过渡层双金属结构的维氏硬度 (最高约为 8281 MPa)。

**关键词:** 直接激光沉积; 双金属结构; 钛合金; 镍基高温合金; 微观组织

中图分类号: TB331

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)01-0323-09

钛合金具有较高的比强度、良好的耐蚀性及优异的机械性能, 广泛应用于航空航天、石油化工、生物医疗等领域<sup>[1-2]</sup>。镍基高温合金因其具备优异的高温机械性能与高温抗氧化性能, 往往作为飞行器高温服役环境零部件的原材料<sup>[3-4]</sup>。因此, 若能使轻质高强的钛合金与高温性能优异的镍基高温合金有效结合形成双金属结构, 则可以充分发挥二者各自的优势, 在减轻飞行器结构件质量的同时, 也能提高零部件的设计灵活性与多功能性。

然而, 由于钛合金与镍基高温合金物理性能与化学性能差异较大, 二者直接结合极易在结合区域形成裂纹甚至开裂<sup>[5]</sup>。传统方法实现钛合金与镍基高温合金的有效结合, 通常采用钎焊<sup>[6]</sup>与扩散焊<sup>[7]</sup>, 利用钎焊过程中润湿与毛细作用, 以及扩散焊过程中微观塑性变形和原子间相互扩散实现异种材料的结合, 但其对原材料表面要求较高, 并且生产效率较低<sup>[8]</sup>。

直接激光沉积 (DLD) 技术的提出, 为多金属结构和形状复杂零部件的近净成形提供了数字化、低成本及短周期的全新解决方案<sup>[9-10]</sup>。许多学者采用 DLD 技术制备了此类双金属结构。Onuik 等人<sup>[11]</sup>研究表明, 界面处脆性金属间化合物的产生是导致 DLD 技术制造 TC4 与

Inconel 718 双金属结构开裂的根本原因。Bobbio 等人<sup>[12]</sup>基于 DLD 技术, 采用线性梯度过渡的方式制备 TC4 与 Invar 合金的梯度结构, 但仍在过渡区中发现导致裂纹敏感性提高的 Ti-Ni 脆性相。季霄等人<sup>[13]</sup>采用激光熔化沉积技术制备了无裂纹的 Ti6Al4V/Inconel 625 梯度耐高温涂层, 但由于  $\beta$ -Ti 与 Ti<sub>2</sub>Ni 共晶的产生导致涂层硬度 (HV) 最高达到 8379 MPa。由此可知, 减少或消除 Ti-Ni 脆性相可以有效地防止钛镍双金属结构中裂纹的产生。而 Liu 等人<sup>[14]</sup>通过引入过渡层的方式, 避免了激光增材制造 (LAM) 技术制造 TC4/TiAl 双金属结构结合区域脆性相的产生。因此, 可推测在 TC4 与 IN718 之间引入过渡层, 可以在一定程度上防止 Ti-Ni 金属间化合物的产生。根据 Onuik 等人<sup>[15]</sup>的研究, DLD 技术制备的 IN718/Copper 双金属结构中, 界面处 Cu 充分扩散于镍基合金中, 且无金属间化合物生成。Cu 与 IN718 中主要元素 Ni, 晶格类型相同, 可无限互溶。虽然, Cu 与 TC4 中的 Ti 元素会形成多种 Ti-Cu 金属间化合物, 但 Ti-Cu 化合物的脆硬性远低于 Ti-Ni 化合物<sup>[16]</sup>。因此, Cu 作为 TC4 与 IN718 之间的过渡层可以降低双金属结构的裂纹敏感性。

收稿日期: 2022-01-14

基金项目: 辽宁省“兴辽英才计划”项目 (XLYC1902022); 辽宁省高校创新人才项目 (202114027)

作者简介: 王辰阳, 男, 1996 年生, 博士生, 沈阳工业大学机械工程学院, 辽宁 沈阳 110870, E-mail: cywanglaser@smail.sut.edu.cn

基于 DLD 技术, 以 Cu 作为过渡层, 选择航空航天领域应用较为广泛的钛合金 TC4 及镍基高温合金 IN718 作为原材料, 分别制备了无过渡层的双金属结构及 Cu 过渡层的双金属结构。阐明了无过渡层的双金属结构结合区域裂纹的形成原因, 并针对 Cu 过渡层的双金属结构各界面附近的微观组织、相组成、元素分布及维氏硬度分布进行了详细的分析, 为 DLD TC4/IN718 双金属结构提供冶金理论基础。

## 1 实验

DLD 试验设备为 LDM 8060 型激光同轴送粉增材制造装备, 其主要由 6 kW 光纤激光器、激光加工头、四路同轴送粉系统、三轴直角坐标机械系统、惰性气体 (Ar) 舱室、软件系统及控制系统等构成。在 DLD 过程中惰性气体舱室氧和水含量均小于 50  $\mu\text{L/L}$ 。

试验基板选用热轧供货状态的 TC4 钛合金板材, 基板尺寸 100 mm $\times$ 100 mm $\times$ 20 mm (长 $\times$ 宽 $\times$ 高)。试验前对基板表面进行打磨与清洗, 后将基板进行真空干燥处理 (200  $^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$ )。粉末材料均选用等离子旋转电极法制备的金属或合金粉末, 其中 TC4 粉末粒度范围为 75~150  $\mu\text{m}$ , IN718 粉末粒度范围为 75~150  $\mu\text{m}$ , TC4 与

IN718 的合金粉末化学成分如表 1 所示。Cu 粉末粒度范围为 50~100  $\mu\text{m}$ , 纯度约为 99.90%。3 种粉末的 SEM 形貌如图 1 所示。试验前对所有粉末进行 100  $^{\circ}\text{C}/2\text{ h}$  的真空干燥处理, 以去除粉末中的水分。

为明确 Cu 过渡层对 TC4/IN718 双金属结构组织性能的影响, 本研究分别进行了有无 Cu 过渡层的双金属结构 DLD 试验, DLD 主要工艺参数如表 2 所示, 加工头扫描策略为往复式。图 2 为 DLD 获得的无过渡层直接结合的 TC4/IN718 双金属结构示意图与样件宏观形貌。对沉积态样件采用线切割工艺选取金相试样, 分别对无过渡层和 Cu 过渡层的双金属结构金相试样的 Z 方向 (平行于激光沉积制造方向) 截面进行研磨并抛光, 后进行化学腐蚀 (先用  $\text{HCl}:\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}=1:1$  的试剂腐蚀 150 s, 然后使用  $\text{HF}:\text{HNO}_3:\text{H}_2\text{O}=1:6:7$  试剂腐蚀约 15 s)。使用配有能谱分析仪 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM) 对试样的微观组织与元素分布进行测试。采用 XRD-7000 型 X 射线衍射仪分析了双金属结构界面处的物相组成, 扫描速度为 4  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , 扫描范围为 30 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$ 。选用 Wilson Hardness UH 250 型多功能硬度计测试双金属结构各区域的维氏硬度, 加载 0.98 N, 保压时间 10 s。

表 1 合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of alloy powder ( $\omega/\%$ )

Material	Ti	Al	V	Fe	Cr	Nb	Mo	Ni
TC4	Balance	5.5-6.8	3.5-4.5	<0.3	-	-	-	-
IN718	0.7-1.1	0.2-0.8	-	Balance	17.0-21.0	4.8-5.5	2.8-3.3	50.0-55.0

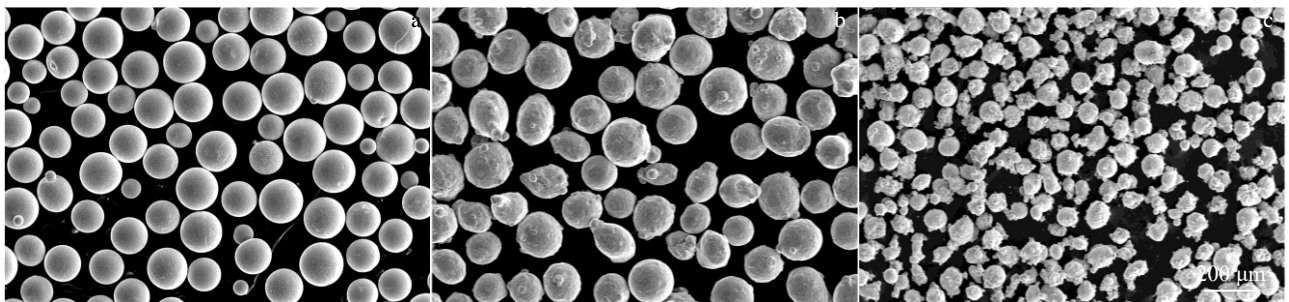


图 1 金属粉末的 SEM 形貌

Fig.1 SEM morphologies of metal powders: (a) TC4, (b) IN718, and (c) Cu

表 2 DLD TC4/IN718 双金属结构工艺参数

Table 2 Process parameters for directed laser deposition of TC4/IN718 bimetal structure

Material	Laser power/W	Scan speed/mm $\text{min}^{-1}$	Powder feed rate/g $\text{min}^{-1}$	Focal diameter/mm	Layer thickness/mm
IN718	1700	420	7.5	3	0.6
TC4	1800	420	5.2	3	0.6
Cu	1200	420	7.2	3	0.6

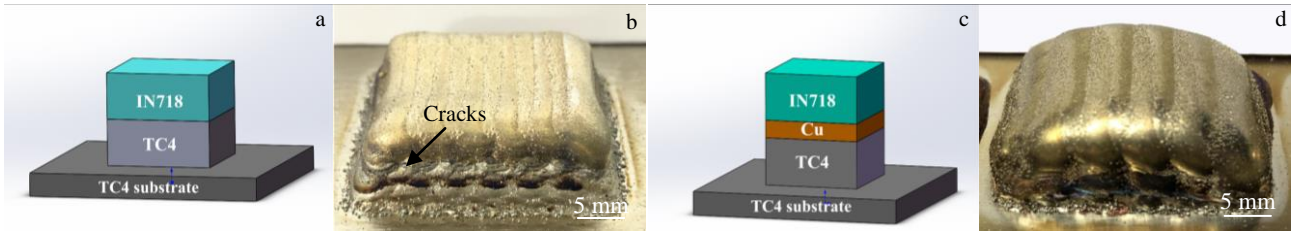


图 2 TC4/IN718 双金属结构示意图与样件宏观形貌

Fig.2 Schematic diagrams (a, c) and physical diagrams (b, d) of TC4/IN718 bimetal structure: (a, b) without interlayer and (c, d) with Cu interlayer

## 2 结果与分析

对比有无 Cu 过渡层的宏观成形(图 2b 与 2d)可知, 无中间过渡层的双金属结构在样件中间高度位置出现横向(垂直于激光沉积制造方向)宏观裂纹, 而 Cu 过渡层的双金属结构则未发现有裂纹产生。这说明了 Cu 过渡层的引入在一定程度上可以降低 TC4/IN718 双金属结构的裂纹敏感性。

### 2.1 无过渡层 TC4/IN718 双金属结构的微观组织

为明确无过渡层双金属结构裂纹的产生原因, 首先对金相试样裂纹表面附近的物相组成进行分析, X 射线衍射结果如图 3 所示。由图可知, 无过渡层的双金属结构裂纹附近主要含有大量的  $Ti_2Ni$  和  $\beta-Ti$  及少量的  $TiNi$ , 根据 Shang 等人<sup>[17]</sup>的研究,  $Ti_2Ni$  具有较高的脆硬性, 这种脆性金属间化合物在较大应力集中的作用下, 会导致裂纹的产生。在 DLD TC4/IN718 双金属结构过程中, 应力集中的产生, 一方面是由于 DLD 过程中具有较大的冷却速度, 易在双金属结构中产生较大的残余应力<sup>[1]</sup>; 另一方面, TC4 和 IN718 的线膨胀系数(分别约为  $8.2 \times 10^{-6}$  和  $15.3 \times 10^{-6} K^{-1}$ )相差较大, 易在二者结合区域产生较大的附加内应力。最终导致在无过渡层双金属结构的结合区域发生了明显的开裂现象。

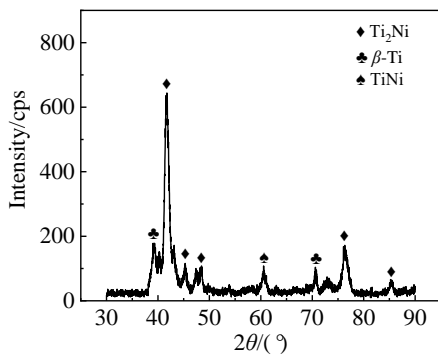


图 3 无过渡层 TC4/IN718 双金属结构裂纹表面 XRD 图谱

Fig.3 XRD pattern of interlayer-free TC4/IN718 bimetal structure near cracks

裂纹附近的微观组织如图 4 所示, 裂纹附近的 EDS 成分分析结果如表 3 所示。图 4a 为无过渡层的双金属结构结合区域附近的宏观组织形貌, 在 TC4 与 IN718 的结合区形成了 2 条明显横向裂纹, 其中上方横向裂纹开裂较为严重(裂纹宽度约为  $30 \mu m$ ), 并在裂纹附近伴有金属碎屑脱落, 说明由于金属的脆性产生的冷裂纹; 而靠近 TC4 区域侧(下方)的裂纹则比较细小(宽度约为  $15 \mu m$ ), 其边缘还存在一些与之相交且更为细小的裂纹分支, 为判断这些微裂纹的形成原因与裂纹类型, 对该区域(图 4a 中矩形框)放大, 如图 4b 所示。由图可知, 微细裂纹分支虽然被横向裂纹分隔, 但是扩展终止于 TC4 侧的平面晶区。根据 Griffith 裂纹扩展理论, 裂纹扩展过程中会优先沿着消耗能量小的方向进行, 且会避开抗裂性能好的区域, 这说明了 TC4 侧的平面晶区及 TC4 区具有较好的抗裂性能<sup>[18]</sup>, 而平面晶区以上的结合区域则具有相对较大的裂纹敏感性。

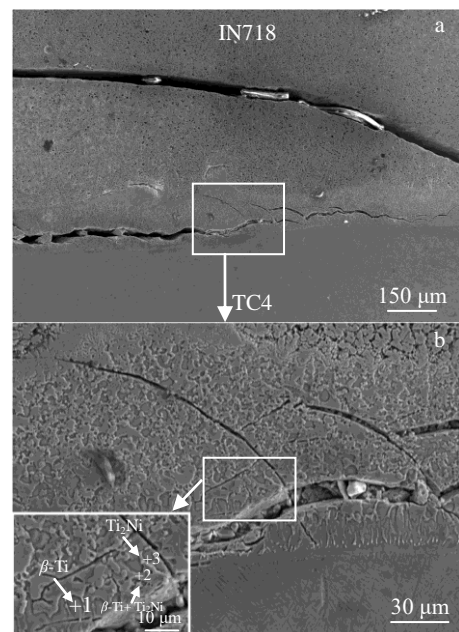


图 4 无过渡层双金属结构裂纹附近微观组织形貌

Fig.4 Microstructure morphologies near cracks in interlayer-free bimetallic structure

表 3 裂纹附近微观组织 EDS 成分分析结果

Table 3 EDS point scanning results of the microstructure near cracks marked by 1, 2, and 3 in Fig.4 (at%)

Microzone	Ti	Ni	Fe	Cr	Al	Nb	V	Possible phase
1	73.23	6.66	5.59	4.14	6.08	0.74	3.56	$\beta$ -Ti
2	56.38	22.98	9.55	6.89	2.93	0.72	0.55	$\beta$ -Ti+Ti <sub>2</sub> Ni
3	50.50	24.21	5.47	8.49	7.58	1.50	2.25	Ti <sub>2</sub> Ni

根据对图 4b 白色矩形框中三处微区的 EDS 分析结果, 结合 Ti-Ni 二元合金平衡相图, 可推断结合区域裂纹附近主要为共晶反应  $L \rightarrow \beta\text{-Ti} + \text{Ti}_2\text{Ni}$  形成的  $\beta\text{-Ti} + \text{Ti}_2\text{Ni}$  共晶组织。此外, 从裂纹扩展方式来看, 该区域微裂纹均表现为穿晶扩展, 说明其为脆性开裂而产生的冷裂纹。同时, 微细裂纹的分支更多位于胞状晶区域。根据 EDS 成分分析结果, 胞状晶区域主要含有较多的脆性金属间化合物 Ti<sub>2</sub>Ni, 这说明了双金属结构在 TC4 与 IN718 结合区域的开裂是由于 Ti-Ni 金属间化合物的形成所导致的。因此, 要想获得高质量结合的 TC4/IN718 双金属结构, 则需尽量避免 Ti-Ni 脆性相的产生。

2.2 Cu 过渡层 TC4/IN718 双金属结构的微观组织

图 5 为 Cu 过渡层的双金属结构从 TC4 区域至 IN718 区域的宏观组织形貌。从图中可以清晰地看出, 双金属结构未产生裂纹等冶金缺陷, 各界面均实现了冶金结合, 说明 Cu 过渡层的引入有效地降低了双金属结构的裂纹敏感性。由于 Cu 过渡层的引入, 双金属结构形成了 3 个区域, 分别为下方的 TC4 区域、上方的 IN718 区域及它们之间的 Cu 过渡区域。另外, 根据 Cu

过渡区域组织形貌的演变, 可划分为 4 个界面 (如图 5 中黄色虚线所示), 由 TC4 侧开始分别命名为界面 1~界面 4。

值得注意的是, 按照表 2 中的工艺参数, 纯 Cu 的沉积层厚度应约为 600  $\mu\text{m}$ , 而图 5 中 Cu 过渡区的实际厚度达到约 1600  $\mu\text{m}$ 。这是由于在 Cu 表面 DLD IN718 时, 由于 Cu 与 Ni 晶格类型相同, 高温时可无限互溶, 且 Cu 在 IN718 中具有较大的扩散系数<sup>[15]</sup>。此外, Cu 的熔点 (1084  $^{\circ}\text{C}$ ) 相对 IN718 (1453  $^{\circ}\text{C}$ ) 较低, 使 Cu 过渡层的重熔量较大, 促进了 Cu 元素在 IN718 中的扩散, 最终导致 Cu 过渡区至 IN718 区域形成多个起伏较大的界面。而 Cu 与 Ti 晶格类型不同, 且 Cu 的熔点低于 TC4 的熔点 (1677  $^{\circ}\text{C}$ ), Cu 在 TC4 中具有较小的扩散系数<sup>[5]</sup>, 从而使界面 1 较为平整。

图 6 为 Cu 过渡层的双金属结构界面 1 至界面 4 附近的 XRD 结果。由图可知, Cu 过渡层引入后, 双金属结构中界面 1 附近的物相组成主要为  $\alpha\text{-Ti}(\text{hcp-Ti})$ 、 $\beta\text{-Ti}(\text{bcc-Ti})$ 、Ti<sub>2</sub>Cu 以及 TiCu, 界面 2 附近的物相组成主要为  $\gamma\text{-Cu}(\text{fcc-Cu})$ 、 $\gamma\text{-Ni}(\text{Fe, Cr 与 Cu 在 Ni 中形成的固溶体})$ 、TiCu、TiNi、Ti<sub>2</sub>Cu 以及 Ti<sub>2</sub>Ni, 界面 3 的物相组成主要为  $\gamma\text{-Cu}$ 、 $\gamma\text{-Ni}$  以及 TiNi, 界面 4 的主要物相组成为  $\gamma\text{-Cu}$ 、 $\gamma\text{-Ni}$  以及 Laves。Cu 过渡层的引入使得在界面 1 与界面 2 附近发生 Cu 与 Ti 的冶金反应, 生成了 Ti-Cu 金属间化合物 (Ti<sub>2</sub>Cu 与 TiCu)。然而, 双金属结构中 Ti-Ni 金属间化合物则明显减少, 仅在界面 2 与界面 3 附近存在少量的 TiNi 及微量的 Ti<sub>2</sub>Ni。这是由于 Cu 过渡区的形成, 在一定程度上阻止了 TC4 与 IN718 直接结合, 间接地减少了 Ti-Ni 金属间化合物的产生。但是, 由于冶金过程中元素的相互扩散, 仍有少量的 Ti-Ni 金属间化合物产生。另外, 界面 4 附近出现的 Laves 相为镍基合金中的固有相, 其通常为晶界析出的 Fe<sub>2</sub>Nb 与 Cr<sub>2</sub>Nb<sup>[19]</sup>。

图 7a、7c、7e 及 7g 分别为 TC4/IN718 双金属结构中界面 1~界面 4 附近的微观组织形貌, 图 7b、7d、7f 及 7h 分别为对应其左侧红色矩形框内微观组织的放大照片, 为明确各界面附近的物相分布情况, 各典型组织的 EDS 成分分析结果如表 4 所示。

由图 7a 可知, TC4 与 Cu 在界面 1 处结合良好, 未

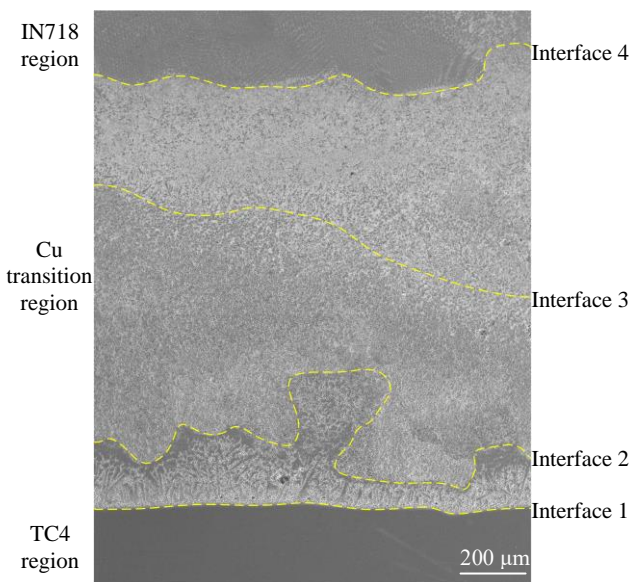


图 5 Cu 过渡层 TC4/IN718 双金属结构的宏观组织形貌  
Fig.5 Macrostructure morphology of Cu interlayer TC4/IN718 bimetallic structure

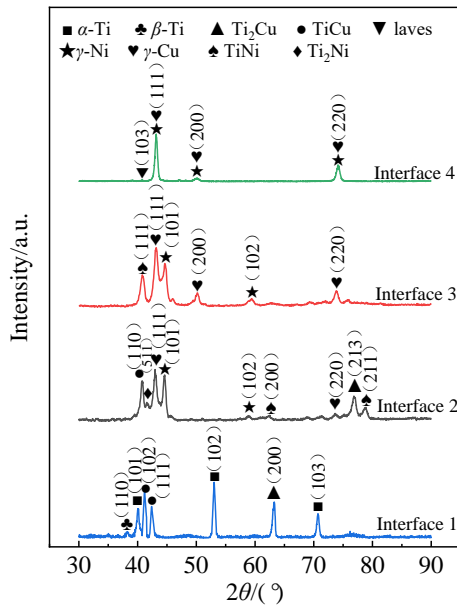


图 6 Cu 过渡层双金属结构各界面附近 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of interface of Cu interlayer bimetallic structure

产生微观冶金缺陷, 并形成了一条宽度约  $10\ \mu\text{m}$  的平面晶。平面晶下方为 TC4 的网篮状组织, 上方为沿平面晶外延生长的柱状晶组织 (平均宽度约为  $14.7\ \mu\text{m}$ )。从图 7b 中 1 号微区与 2 号微区的 EDS 分析结果可知, 随着沉积 Cu 带来的热输入, 促进下方的 Ti 元素向上扩散, 使得在 Cu 过渡区中含有一定量的 Ti 元素, 说明在界面 1 处形成了冶金结合。平面晶下方 TC4 区域为典型的钛合金组织, 主要由紧挨着平面晶生长的灰黑色针状组织  $\alpha\text{-Ti}$  (宽度约为  $1.0\ \mu\text{m}$ ) 及针状组织之间的白亮色组织  $\alpha\text{-Ti}+\beta\text{-Ti}$  构成<sup>[20]</sup>。对平面晶上方外延生长的柱状晶区域 (红色方框) 放大如图 7b 所示。该区域主要由凸起的近等轴晶 (直径约为  $5.76\ \mu\text{m}$ ) 及近等轴晶之间的组织构成。EDS 分析结果表明, 近等轴晶 (图 7b 2 号微区) 中 Ti 与 Cu 的原子占比接近 1:1, 近等轴晶之间区域图 7b 1 号微区) 中 Ti 与 Cu 的原子占比接近 2:1, 结合界面 1 附近的 XRD 结果, 可推断凸起的近等轴晶主要含有由液相凝固析出的 TiCu 化合物相 ( $L\rightarrow\text{TiCu}$ ), 而近等轴晶之间区域主要含有  $\text{Ti}_2\text{Cu}$ 。所以界面 1 附近上部组织主要由 TiCu 和  $\text{Ti}_2\text{Cu}$  构成, 界面 1 附近下部组织主要由大量的  $\alpha\text{-Ti}$  和少量  $\beta\text{-Ti}$  构成。

图 7c 为界面 2 附近的微观组织。界面以下为柱状晶 (宽度约为  $18.0\ \mu\text{m}$ ) 逐渐演变为等轴晶 (直径约为  $30.0\ \mu\text{m}$ ), 界面以上则主要分布着大量细小花瓣状等轴晶 (直径约为  $7.5\ \mu\text{m}$ )。图 7d 中 3 号微区位于灰色花瓣状组织, 由 EDS 分析结果可知, 其含有较多的 Ti (约为  $30.27\%$ ), 由于在 DLD 过程中沉积层受到循环的激

光热输入, 促进 Ti 向上扩散, 而 Ti 更易与 Ni 形成化合物<sup>[21]</sup>。根据界面 2 附近的 XRD 结果与该位置的 Ti 与 Ni 的相对原子含量, 可推断其主要含有 TiNi。花瓣状等轴晶之间的区域 (图 7d 4 号微区) 中主要含有 Ni 与 Cu, 说明该位置为  $\gamma\text{-Ni}$  与  $\gamma\text{-Cu}$ 。5 号微区中 Ti 与 Ni 的原子比接近 2:1, 推测该位置主要含有  $\text{Ti}_2\text{Ni}$ <sup>[22]</sup>。界面下方平面晶区域 (图 7d 6 号微区) 中 Ti 与 Cu 的原子比接近 1:1, 推测该区域主要含有 TiCu。所以界面 2 附近上部组织主要由大量 TiNi、少量  $\gamma\text{-Ni}$  与  $\gamma\text{-Cu}$  固溶体及微量的  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  构成, 界面 2 附近下部组织主要由大量 Ti-Cu 金属间化合物和少量  $\gamma\text{-Cu}$  的固溶体构成。

界面 3 附近的微观组织如图 7e 所示, 界面 3 两侧组织形态差异较小, 体现为界面下方大量灰黑色花瓣状等轴晶 (直径约为  $9.0\ \mu\text{m}$ ) 逐渐变大, 在界面上方形成少量的直径约为  $15.0\ \mu\text{m}$  的花瓣状等轴晶。而等轴晶之间的白亮色组织则由界面下方至界面上方逐渐增加。这是由于随着 Ti 向上扩散, 越靠近 IN718 区域, Ti 含量越少, 其与 Ni 形成化合物相的形核基点也越少, 使界面下方等轴晶较为细小, 而界面上方的花瓣状组织则可以充分长大。对界面附近的组织 (红色方框) 进一步放大如图 7f 所示, 由 EDS 结果可知, 灰黑色的花瓣状等轴晶 (图 7f 7 号微区) 中 Ti 约占  $30.40\%$ , Ni 约占  $33.44\%$ , 该区域应在凝固过程中优先形核析出的 TiNi, 依据二元相图 TiNi 相的凝固温度约为  $1310\ ^\circ\text{C}$ , 高于 Cu 的凝固温度 (约为  $1084\ ^\circ\text{C}$ )。而花瓣状等轴晶之间的区域 (图 7f 中 8 号微区) 含有较多的 Cu ( $46.57\%$ ) 与 Ni ( $29.27\%$ ), 因此, 该位置应为  $\gamma\text{-Ni}$  与  $\gamma\text{-Cu}$  的固溶体组织。所以界面 3 上部组织主要由大量  $\gamma\text{-Ni}$  与  $\gamma\text{-Cu}$  的固溶体与少量 TiNi 构成, 界面 3 附近下部组织主要由大量 TiNi 与少量  $\gamma\text{-Ni}$  与  $\gamma\text{-Cu}$  的固溶体构成。

图 7g 为双金属结构界面 4 附近的微观组织形貌。界面上方为沉积态 IN718 的典型组织形貌, 其中灰黑色区域为  $\gamma\text{-Ni}$ , 白亮色区域为  $\gamma\text{-Ni}+\text{Laves}$  共晶组织。而界面下方的组织较为细小, 对其 (红色方框) 进一步放大如图 7h 所示, 可以清晰地看出, 其主要由浅灰色的等轴晶 (直径约为  $1.4\ \mu\text{m}$ ), 及等轴晶之间白亮色带状组织组成。根据 EDS 分析结果可知, 图 7h 中 9 号微区 Nb 含量为  $6.34\%$ , 图 7h 中 10 号微区 Nb 含量则相对较少 ( $1.21\%$ ), 而 Nb 易与 IN718 中的 Fe 与 Cr 形成 Laves 相<sup>[23]</sup>。因此, 9 号微区应主要为  $\gamma\text{-Ni}+\text{Laves}$  的共晶组织, 10 号微区为 Fe 与 Cr 在 Ni 中形成的  $\gamma\text{-Ni}$  固溶体。所以界面 4 附近主要由大量  $\gamma\text{-Ni}$  固溶体和少量 Laves 构成。

图 8a 与 8b 分别为双金属结构中 TC4 区域与 Cu 过渡区界面 (界面 1 附近), 以及 Cu 过渡区与 IN718 区域界面 (界面 4 附近) 的主要元素 EDS 线扫描结果。由

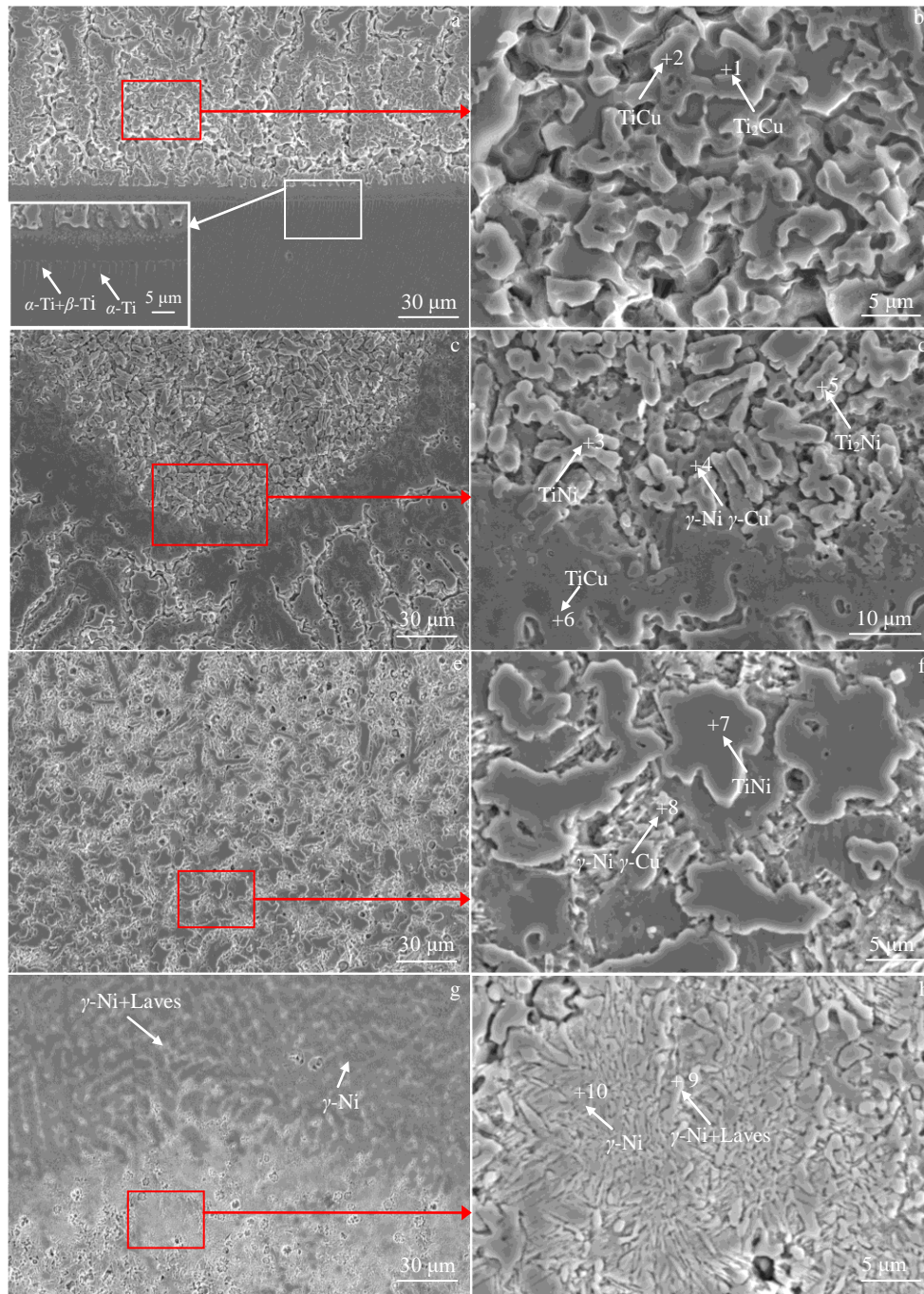


图 7 Cu 过渡层双金属结构各界面微观组织形貌

Fig.7 Microstructure morphologies of interface of Cu interlayer bimetallic structure: (a, b) interface 1, (c, d) interface 2, (e, f) interface 3, and (g, h) interface 4

图 8a 可知,在界面 1 附近 Ti 与 Cu 的含量均发生较大的波动,说明 Ti 与 Cu 均向对方区域发生了明显的相互扩散。但由于 Cu 的熔点低于 TC4,且 Cu 与 Ti 晶格类型不同,导致在 DLD 过程中 Cu 向 TC4 区域扩散相对较少。而 TC4 中另外 2 种主要元素 Al 与 V 的含量在界面 1 附近波动较小,主要体现为由 TC4 区域至 Cu 过渡区逐渐减少。从图 8b 可以看出,由 Cu 过渡区至 IN718 区域,

IN718 中的主要元素 Ni、Cr 与 Fe 的含量均逐渐增加并趋于稳定。由于界面 4 距离 TC4 区域较远,导致 Ti 的含量在该区域较低并逐渐下降。Cu 的线扫描趋势在 Cu 过渡区内基本与 Ni 一致,这是由于 Cu 与 Ni 晶格类型相同并具有较高的固溶度,Cu 与 Ni 以固溶体的形式存在。Cr 与 Fe 的线扫描趋势基本一致,均体现为由 Cu 过渡区至 IN718 区域元素含量逐渐上升。

表 4 Cu 过渡层双金属结构微观组织 EDS 成分分析结果

Table 4 EDS composition analysis of Cu interlayer bimetallic structure microzones marked by 1-10 in Fig.7 (at%)

Microzone	Ti	Ni	Cu	Fe	Cr	Al	Nb	V	Possible phase
1	52.51	7.19	24.17	2.58	3.41	5.64	0.79	3.71	Ti <sub>2</sub> Cu
2	39.8	10.92	34.24	4.75	4.21	3.99	0.23	1.86	TiCu
3	30.27	31.09	17.05	6.81	5.60	3.91	3.63	1.64	TiNi
4	10.12	32.89	30.25	12.87	7.31	2.61	2.54	1.41	γ-Ni γ-Cu
5	48.15	19.10	12.35	6.14	4.33	4.87	1.32	3.74	Ti <sub>2</sub> Ni
6	29.24	12.17	36.29	5.73	7.00	4.99	1.02	3.56	TiCu
7	30.40	33.44	11.68	12.31	8.03	0.99	1.34	1.81	TiNi
8	7.79	29.27	46.57	5.18	3.25	3.05	2.51	2.38	γ-Ni γ-Cu
9	6.34	43.65	10.89	16.40	14.96	0.91	6.34	0.51	γ-Ni+Laves
10	7.55	47.74	12.58	14.19	14.93	1.23	1.21	0.57	γ-Ni

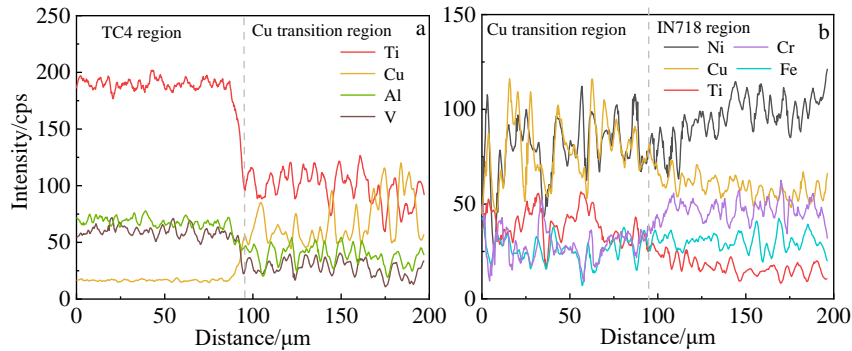


图 8 Cu 过渡层双金属结构 EDS 线扫描结果

Fig.8 EDS line scanning results of Cu interlayer bimetallic structure: (a) TC4 region/Cu transition region and (b) Cu transition region/IN718 region

### 2.3 Cu 过渡层对双金属结构维氏硬度的影响

根据前文的分析, 在无过渡层双金属结构的结合区域与 Cu 过渡层双金属结构的 Cu 过渡区域中均发现了脆性金属间化合物。同时, 这类脆性相的产生是导致 TC4/IN718 双金属结构裂纹敏感性提升的重要因素, 其往往具有较高的硬度值。为探明 Cu 过渡层引入后对双金属结构硬度分布的影响, 分别对有无过渡层的 TC4/IN718 双金属结构试样进行维氏硬度测试, 测试结果如图 9 所示, 图中横坐标零点约为无过渡层样品开裂位置及 Cu 过渡层样品 Cu 过渡区中心位置。

图 9 中无过渡层样品与 Cu 作为过渡层样品的维氏硬度在 TC4 区域与 IN718 区域均较为稳定, 其在数值上也分别符合沉积态 TC4<sup>[20]</sup> 与 IN718<sup>[22]</sup> 的维氏硬度。然而, 在无过渡层样品的结合区域及 Cu 过渡层样品的 Cu 过渡区域中, 维氏硬度曲线均发生了较为强烈的波动, 其中 Cu 过渡区的维氏硬度远高于 Cu 的维氏硬度<sup>[24]</sup>。对比有无 Cu 过渡层的双金属结构维氏硬度曲线, 可以清晰地看出, 无过渡层样品结合区域的维氏硬度值 (最高值约 8281 MPa) 明显高于 Cu 过渡层样品 Cu 过渡区域的维氏

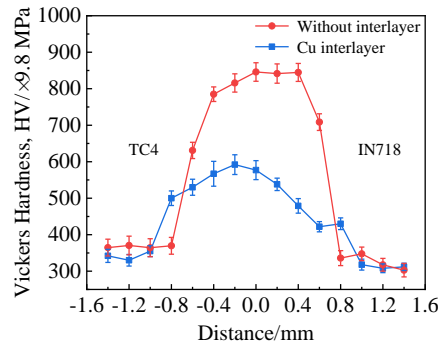


图 9 有无 Cu 过渡层 TC4/IN718 双金属结构维氏硬度分布

Fig.9 Vickers hardness distribution with or without Cu interlayer TC4/IN718 bimetallic structure

硬度值 (最高值约 5801.6 MPa)。

与无 Cu 过渡层比较, Cu 过渡层可有效地降低过渡区的硬度, 同时可有效降低 TC4/IN718 双金属结构结合区域的裂纹敏感性, 提升双金属结构的结合质量。这是由于 Cu 过渡层引入后, 虽然与 TC4 中的 Ti 发生冶金反应生成 Ti-Cu 金属间化合物, 但过渡区的形成也限制了

TC4 与 IN718 的直接结合, 进而抑制了 TC4/IN718 双金属结构中 Ti-Ni 金属间化合物形成, 而 Ti-Cu 化合物的硬度远低于 Ti-Ni 化合物, 最终导致 Cu 过渡区的维氏硬度明显低于直接结合区域的维氏硬度。另一方面, 虽然选用了塑性较好的 Cu 作为中间过渡层, 但是该区域仍有一定量的 Ti-Cu 金属间化合物产生, 导致硬度仍然高于 TC4 和 IN718, 在一定程度上提高过渡区裂纹敏感性。因此, 结合区域的硬度将是未来工程领域直接激光沉积制造双金属结构零件的基础性能指标, 应充分考虑双金属结构零件的服役环境要求, 对结合区域的析出相进行冶金调控, 达到降低裂纹敏感性的目的。

### 3 结 论

1) 无过渡层的 TC4/IN718 双金属结构, 由于在 TC4 与 IN718 结合区域发生冶金反应生成大量以  $Ti_2Ni$  为主的 Ti-Ni 脆性金属间化合物。在线膨胀系数较大的差异及较高的冷却速度而产生的应力集中作用下, 最终导致在结合区域形成垂直于激光沉积方向的脆性冷裂纹。

2) Cu 过渡层引入后, 在 TC4 与 IN718 之间形成宽度约为 1600  $\mu m$  的 Cu 过渡区, 限制了 TC4 与 IN718 的直接结合, 使 Ti-Ni 金属间化合物减少, 降低了裂纹敏感性, 双金属结构中无裂纹产生。但随着冶金过程中元素的相互扩散, 仍在 Cu 过渡层双金属结构中生成了少量的 Ti-Ni 化合物相。同时, 由于 Cu 与 TC4 发生冶金反应生成了少量 Ti-Cu 金属间化合物。

3) TC4/IN718 双金属结构的维氏硬度分布情况, 主要取决于脆性相的种类与含量, 无过渡层时由于 TC4 与 IN718 充分发生冶金反应, 生成大量高脆硬性的 Ti-Ni 脆性相, 使结合区域维氏硬度值最高达 8281 MPa。而 Cu 过渡层引入后, 虽生成了脆硬性相对较小的 Ti-Cu 脆性相, 但 Cu 过渡区的产生大幅度减少了 Ti-Ni 脆性相的含量, 使 Cu 过渡区的维氏硬度最高仅为 5801.6 MPa。

#### 参考文献 References

- [1] Ma Ruixin(马瑞鑫), Xu Guojian(徐国建), Liu Zhanqi(刘占起) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(7): 702 008
- [2] Liu Qinghua(刘清华), Hui Songxiao(惠松晓), Ye Wenjun(叶文君) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(7): 1464
- [3] Bian Hongyou(卞宏友), Di Tengda(邸腾达), Wang Shijie(王世杰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(8): 2839
- [4] Safadar S, Pinkerton A J, Li L et al. *Applied Mathematical Modelling*[J], 2013, 37(3): 1187
- [5] Wang T, Zhang B G, Feng J C et al. *Materials Characterization*[J], 2012, 73: 104
- [6] Li H X, He P, Lin T S et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(2): 324
- [7] Li Z F, Wu G Q, Huang Z et al. *Materials Letters*[J], 2004, 58(27-28): 3470
- [8] He P, Wang J, Lin T S et al. *International Journal of Hydrogen Energy*[J], 2014, 39(4): 1882
- [9] Carroll B E, Otis R A, Borgonia J P et al. *Acta Materialia*[J], 2016, 108: 46
- [10] Chen B, Su Y, Xie Z H et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2020, 123: 105 916
- [11] Onuik B, Bandyopadhyay A. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 22: 844
- [12] Bobbio L D, Otis R A, Borgonia J P et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 127: 133
- [13] Ji Xiao(季霄), Sun Zhonggang(孙中刚), Chang Lili(唱丽丽) et al. *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2019, 46(11): 1 102 008
- [14] Liu Z Q, Ma R X, Xu G J et al. *Materials Letters*[J], 2020, 263: 127 210
- [15] Onuik B, Heer B, Bandyopadhyay A. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 133
- [16] Wang Ting(王廷), Zhang Feng(张峰), Li Ning(李宁) et al. *Transactions of China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2017, 38(12): 19
- [17] Shang C, Wang C Y, Li C F et al. *Optics & Laser Technology*[J], 2020, 126: 106 110
- [18] Ma Yingjie(马英杰), Liu Jianrong(刘建荣), Lie Jiafeng(雷家峰) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2008, 44(8): 973
- [19] Chen Y, Zhang Q, Chen Z J et al. *Powder Technology*[J], 2019, 355: 163
- [20] Wang W, Xu X W, Ma R X et al. *Materials*[J], 2020, 13(18): 4087
- [21] Song D B, Wang T, Zhu J J et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2020, 9(6): 14 168
- [22] Abioye T E, Farayibi P K, Kinnel P et al. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2015, 79: 843
- [23] Ho I T, Chen Y T, Yeh A C et al. *Additive Manufacturing*[J], 2018, 21: 465
- [24] Yan S H, Shi Y. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2019, 45: 312



## Effect of Cu Interlayer on Microstructure and Properties of TC4/IN718 Bimetallic Structure Fabricated by Directed Laser Deposition

Wang Chenyang<sup>1</sup>, Xing Fei<sup>1</sup>, Liu Xiangyu<sup>2</sup>, Bian Hongyou<sup>1</sup>, Xu Guojian<sup>2,3</sup>

(1. School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

(2. Liaoning Additive Manufacturing Industry Technology Research Institute, Shenyang 110200, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

**Abstract:** Titanium alloys and nickel-based alloys have unique properties. The bimetallic structure formed by them has a broad application prospect in the aerospace field. However, due to the large differences in physical and chemical properties between the two metals, cracking is easy to occur at the bonding zone. Based on directed laser deposition (DLD) technology, TC4/IN718 bimetallic structures without interlayer and Cu interlayer were fabricated. The results of test and analysis results indicate that the TC4/IN718 bimetallic structure without interlayer has cracking due to the formation of the Ti-Ni brittle phases at the bonding zone, which leads to the increase of crack sensitivity. In the bimetallic structure with Cu interlayer, the Cu transition zone is formed between TC4 and IN718, which inhibits the direct combination of TC4 and IN718, reduces the crack sensitivity, and there is no metallurgical defects such as cracks. Due to metallurgical reaction and element diffusion, a small amount of Ti-Cu and a very small amount of Ti-Ni compound phases are formed in the Cu transition zone. Due to the formation of the compound phase, the Vickers hardness of the transition zone of TC4/IN718 bimetallic structure with Cu interlayer is about 5801.6 MPa. However, it is much lower than the Vickers hardness of the bonding zone of TC4/IN718 bimetallic structure without Cu interlayer (about 8281 MPa at most).

**Key words:** directed laser deposition; bimetallic structure; titanium alloys; nickel-based superalloys; microstructure

---

Corresponding author: Xing Fei, Ph. D., Professor, School of Mechanical Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, P. R. China, E-mail: xingfeiraycham@126.com