钒钛材料与应用

Cu 夹层激光熔化沉积 IN625/TC4 双金属结构过渡区组织与性能的研究

王文博[1], 徐　诺[2], 徐国建[1*], 井志成[1], 张国瑜[1], 赵　雪[1], 项　卓[1]

(1. 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110870; 2. 沈阳工业大学教师发展与教育评估中心 (高等教育研究所), 辽宁 沈阳 110870)

摘　要: 由具有优异高温性能的 IN625 镍基高温合金和轻质高强度的 TC4 钛合金构成的双金属结构在航空航天领域中具有广阔的应用前景, 然而, 由于两种金属的物理化学性质差异较大, 直接制造 IN625/TC4 双金属结构时, 不可避免地在过渡区形成裂纹等冶金缺陷, 因此 IN625/TC4 双金属结构的有效连接一直是行业研究的热点与难点。采用激光熔化沉积技术, 通过添加 Cu 夹层制备了无裂纹等冶金缺陷的 IN625/TC4 双金属结构, 研究了其过渡区的显微组织与力学性能。结果表明, Cu 夹层激光熔化沉积 IN625/TC4 双金属结构过渡区内部的相组成主要为: γ-Ni、γ-Cu、(Cr, Mo)、Ti_2Cu、TiCu、$TiNi_3$、α-Ti 及 β-Ti; 室温拉伸结果表明, 添加 Cu 夹层的 IN625/TC4 双金属结构的抗拉强度约为 228.9 MPa, 断裂位置位于 Cu/IN625 过渡区附近, 断口形貌表现为准解理断裂特性。

关键词: 高温合金; 钛合金; 双金属结构; 激光熔化沉积; Cu 夹层; 抗拉强度

中图分类号: TF823,TG135　　**文献标志码:** A　　**文章编号:** 1004−7638(2023)04−0048−07

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.04.007　　**开放科学 (资源服务) 标识码 (OSID) :**

听语音 聊科研 与作者互动

Study on the microstructure and properties of the transition region of IN625/TC4 bimetallic structure by laser melting deposition with Cu interlayer

Wang Wenbo[1], Xu Nuo[2], Xu Guojian[1*], Jing Zhicheng[1], Zhang Guoyu[1], Zhao Xue[1], Xiang Zhuo[1]

(1. School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China; 2. Center for Faculty Development and Educational Assessment (Institute of Higher Education), Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, Liaoning, China)

Abstract: The bimetallic structure composed of IN625 nickel-based high-temperature alloy with excellent high-temperature properties and lightweight and high-strength TC4 titanium alloy has broad application prospects in the aerospace field. However, due to the large differences in physical and chemical properties of the two metals, the direct fabrication of IN625/TC4 bimetallic structure inevitably results in the formation of metallurgical defects such as cracks in the transition region, so the effective connection of IN625/TC4 bimetallic structure has been a hot spot and a difficult area of research in the industry. In this work, laser melting deposition technology was used to prepare IN625/TC4 bimetallic

收稿日期: 2023−03−21

基金项目: 沈阳市科技计划项目 (No.20-202-1-10); 广东省重点研发计划项目 (No. 2018B090905003)。

作者简介: 王文博, 1994 年出生, 男, 汉族, 辽宁营口人, 博士研究生, 主要从事激光熔化沉积钛合金与高温合金的研究, E-mail: 593133532@qq.com;　*通讯作者: 徐国建, 1959 年出生, 男, 汉族, 辽宁大连人, 博士, 教授, 主要从事增材制造钛合金与高温合金等相关研究, E-mail: xuguojian@sut.edu.cn。

structure without cracks and other metallurgical defects by adding Cu interlayer, and studied the microstructure and mechanical properties of the transition region. The results show that the phase composition inside the transition region of the IN625/TC4 bimetallic structure deposited by laser melting with Cu interlayer is mainly γ-Ni, γ-Cu, (Cr, Mo), Ti_2Cu, TiCu, $TiNi_3$, α-Ti and β-Ti. Tensile results at room temperature indicate that the tensile strength of the IN625/TC4 bimetallic structure with Cu interlayer is about 228.9 MPa. The fracture location is near the Cu/IN625 transition region, and the fracture morphology shows quasi-dissociative fracture characteristics.

Key words: high-temperature alloy, titanium alloy, bimetallic structures, laser melting deposition, Cu interlayer, tensile strength

0　引言

由于 IN625 镍基高温合金在高温下具有优异的机械性能、抗氧化性能和抗腐蚀性能，被广泛应用于航空发动机高温构件的制造[1−2]。由于 TC4 钛合金具有良好的耐蚀性、较高的比强度和抗蠕变性等优良特性，在航空发动机轻质结构件的制造方面也得到了广泛应用[3-4]。因此，如果将 IN625 镍基高温合金和 TC4 钛合金制备成一体化的双金属结构并应用于航空发动机构件的制造中，在保证发动机各项使用性能的同时，还可以大幅度地减轻发动机重量，这将有助于提高航空飞行器的推重比[5−7]。激光熔化沉积技术是一种新型的自由成形工艺，该技术是在激光热源作用下将粉末熔化，并逐层沉积的近净成形数字化、智能化、低成本及短周期的先进制造技术，能实现结构与功能一体化的关键零件成形制造，从而满足航空航天装备对构件形状复杂和减重的苛刻要求[8−11]。激光熔化沉积技术能够很好地控制热输入量，从而减少构件的热应力，同时也可以实现构件成形过程中的成分设计[12−14]。因此，激光熔化沉积技术是制备 IN625/TC4 双金属结构的有效途径之一。

目前，许多学者研究了激光熔化沉积技术制备的钛基合金/镍基合金双金属结构。Onuike 等[15] 研究了 TC4/IN718 双金属结构的制备，首先在钛合金基材上沉积 12 层 TC4，然后在 TC4 上直接沉积 IN718，但是当 IN718 沉积两层时试件就产生了分层开裂现象。研究结果表明，Ti-Ni 脆性金属间化合物的产生是导致开裂的主要原因。M. S. Domack 等[16] 研究了 TC4/IN718 双金属结构的制备，采用的是将两种金属粉末按照不同比例混合进行梯度过渡的方式。结果表明，LMD 制备的梯度成分(体积分数)样品在含 40%TC4+60% IN718 的过渡层中表现出明显的宏观开裂，这是由于形成了大量的金属间化合物叠加内应力作用而产生。综上所述，激光熔化沉积钛基合金/镍基合金双金属结构的直接制造会产生大量的金属间化合物，叠加残余应力作用易导致双金属结构的开裂。为抑制 IN625/TC4 双金属结构过渡区 Ti-Ni 金属间化合物的形成，在 IN625 与 TC4 之间引入夹层进行过渡是一种有效的解决途径[17−18]。

纯 Cu 金属具有良好的塑性和韧性，有利于在激光熔化沉积 IN625/TC4 双金属结构过渡区中起到协调变形的作用，可以释放过渡区变形时形成的热应力，在一定程度上抑制了 Ti-Ni 金属间化合物的形成，有利于提高过渡区的塑性与韧性。因此，在本研究中，笔者选用 IN625 与 TC4 作为双金属结构材料，采用激光熔化沉积技术，通过添加 Cu 夹层的方式来制备 IN625/TC4 双金属结构，并系统地研究分析了双金属结构的显微组织、相组成及力学性能，为镍基合金/钛基合金双金属结构的制备提供冶金理论依据。

1　试验材料和方法

1.1　试验材料

试验采用的基板材料为 IN625 板材，其尺寸为 200 mm×100 mm×20 mm，试验前采用砂纸对基板表面进行打磨，之后采用化学清洗的方法去除表面的氧化膜和油污等，然后用丙酮擦洗干净，放入真空干燥箱中进行烘干处理(加热 200 ℃，保温 1 h)。IN625 合金粉末、TC4 合金粉末及 Cu 金属粉末均采用旋转电极法制备的球形粉末，三种粉末粒径范围均为 45 ~ 105 μm。试验前将合金或金属粉末放在真空环境中烘干(加热 200 ℃，保温 4 h)。

1.2　试验方法

试验采用的激光熔化沉积设备由南京中科煜宸激光技术有限公司生产，型号为 LDM8060，该设备

由 YLS-10000W 光纤激光器、四路送粉加工头、惰性气氛舱室、五轴数控工作台、水冷机和双筒送粉器组成。试验在氩气舱室中进行，并保证氧和水含量 (质量分数) 均低于 50×10^{-6}。在大量试验基础上，获得了激光熔化沉积过程的主要工艺参数如表 1 所示。激光熔化沉积双金属结构的制备过程是先在 IN625 合金基板上沉积 44 层 IN625，再沉积 1 层 Cu 夹层，最后沉积 44 层 TC4。

表 1　主要工艺参数
Table 1　Mian process parameters

材料	激光功率/W	扫描速度/($mm\cdot min^{-1}$)	送粉速度/($g\cdot min^{-1}$)	层厚/mm	层数
IN625	1 800	720	8.4	0.6	44
Cu	2 100	720	8.9	0.6	1
TC4	2 400	720	4.8	0.6	44

1.3　表征方法

采用线切割将双金属结构试件沿着沉积方向截取了金相试样和拉伸试样。金相试样用 400#～5 000#砂纸研磨，然后使用 SiO_2 悬浮液进行机械抛光；采用 Kroll 试剂 (HF：HNO_3：H_2O=1：2：7) 腐蚀 15～30 s。通过 XRD7000 型衍射仪进行了 X 射线衍射分析，以确定双金属结构过渡区的相组成，扫描角度为 30°～90°，扫描速度为 4°/min。采用 WDW-100 型电子万能试验机进行了试样的拉伸试验，加载速率为 0.1 mm/min。采用日立 S-3400 扫描电子显微镜(SEM)对金相试样的显微组织以及拉伸试样的断口形貌进行了分析。

2　结果与讨论

2.1　微观组织与相组成分析

为判断以 Cu 作为夹层的 IN625/TC4 双金属结构内部是否存在冶金缺陷，使用扫描电子显微镜在较低倍数下对双金属结构的宏观组织形貌进行表征，如图 1 所示。理论上，根据双金属结构的制备工艺，可将其分为 3 个区域，分别为 IN625 区、含 Cu 过渡区以及 TC4 区。但由于激光熔化沉积技术的特点，双金属结构过渡区中形成了复杂的组织结构，结合图 1 中的显微组织特点，可将含 Cu 过渡区进一步分为 Cu /IN625 过渡区与 TC4/Cu 过渡区。综上所述，沿着试样的沉积方向自下而上可以分为 4 个区域(IN625 区、Cu/IN625 过渡区、TC4/Cu 过渡区以及 TC4 区)及 3 个界面(IN625 区与 Cu /IN625 过渡区形成的界面 1、Cu/IN625 过渡区与 TC4/Cu 过渡区形成的界面 2 以及 TC4/Cu 过渡区与 TC4 区形成的界面 3)。从图 1 可以清晰地看出，以 Cu 作为夹层的 IN625/TC4 双金属结构各区域未产生任何冶金缺陷，各界面均实现了冶金结合，说明 Cu 夹层的引入有效地降低了双金属结构的裂纹敏感性。值得注意的是，按照本试验采用的激光熔化沉积工艺参数，含 Cu 过渡区的宽度应约为 0.6 mm，而经过实际测量，含 Cu 过渡区宽度达到了约 3.8 mm。这是由于在激光熔化沉积过程中，在 IN625 沉积层上沉积 Cu 夹层时，由于采用了较高的激光输出功率，导致了 IN625 沉积层的稀释率变大；另一方面，Cu 元素原子半径为 127.8 pm、Ni 元素原子半径为 124 pm 及 Cu 元素和 Ni 元素都是面心立方晶体结构，结合 Cu-Ni 二元合金相图可知[19]，二者可以在高温下形成 (Ni, Cu) 连续固溶体。因此在沉积 Cu 层时，由于熔池对流及各元素之间的相似性，进一步促进了 IN625 中 Ni 元素向 Cu 中间层扩散迁移，也促进了 Cu 元素向 IN625 沉积层扩散迁移，从而形成(Cu+IN625)过渡层。沉积 Cu 中间夹层之后继续沉积 TC4 时，由于 TC4 的熔点较高，采用了更大的激光功率，导致了(Cu+IN625)过渡层的稀释率增大。由于以上原因，导致了过渡区的厚度(3.8 mm)大于 Cu 夹层的理论厚度(0.6 mm)。因此，随着熔池中元素的扩散，在过渡区内部不同位置的元素组成与含量也不同，导致完全冷却凝固后形成的组织形貌存在差异，最终在 IN625/TC4 双金属结构中形成了 4 个区域及 3 个界面。

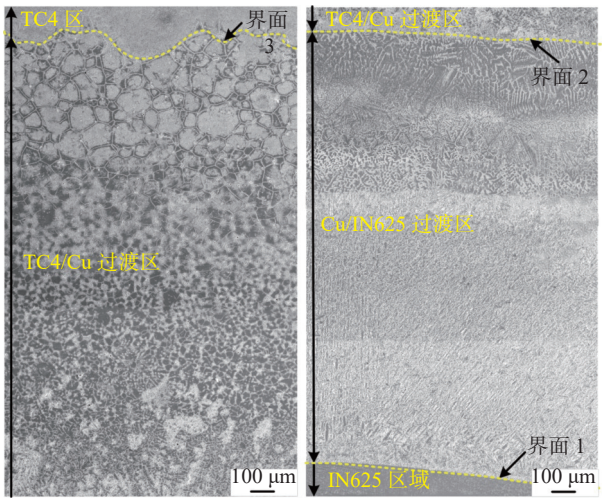
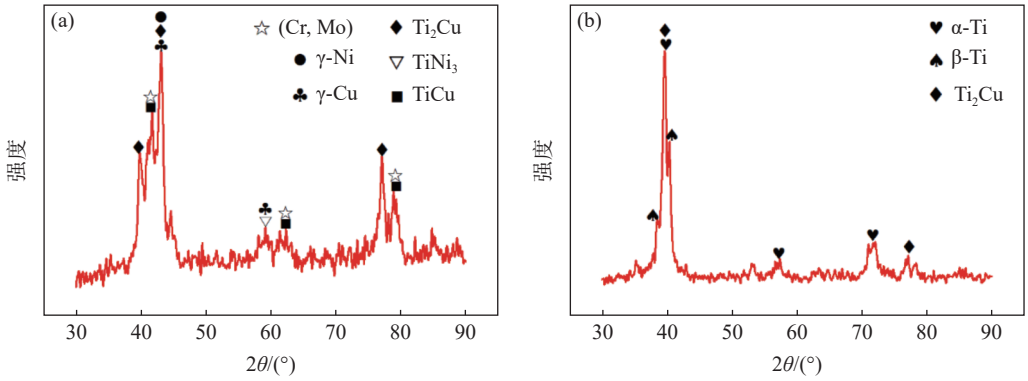


图 1　Cu 夹层的 IN625/TC4 双金属结构微观形貌
Fig. 1　Microstructure of IN625/TC4 bimetallic structure using Cu interlayer

为判断以 Cu 作为夹层的 IN625/TC4 双金属结构过渡区域的相组成情况, 对双金属结构过渡区内部的 Cu/IN625 过渡区与 TC4/Cu 过渡区分别进行了 X 射线衍射分析, 结果如图 2 所示。由图 2(a) 可知, Cu/IN625 过渡区内部的相组成主要为: γ-Ni、γ-Cu、(Cr, Mo)、Ti_2Cu、TiCu 及 $TiNi_3$; 由图 2(b) 可知, TC4/Cu 过渡区内部的相组成主要为: α-Ti、β-Ti 及 Ti_2Cu。X 射线衍射结果表明, 以 Cu 作为夹层在一定程度上避免了 IN625 与 TC4 的直接结合, 间接减少了 Ti-Ni 系金属间化合物的产生。但是, 由于熔池在冶金过程中元素的相互扩散, 导致了在双金属结构中仍存在少量的 $TiNi_3$ 金属间化合物。另外, 由于 Cu 的引入导致了在双金属结构过渡区中产生了 Ti_2Cu 与 TiCu 金属间化合物。过渡区仍存在 Ti-Ni 脆性金属间化合物, 这可能是由于 Cu 夹层沉积厚度不足, 不能完全阻断 Ni 和 Ti 元素的扩散迁移导致的。



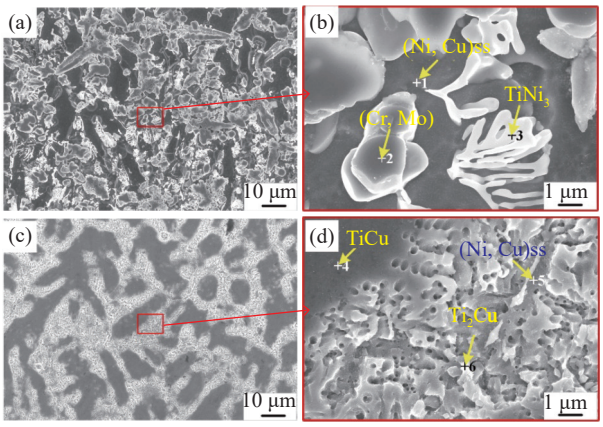
(a)Cu/IN625 过渡区; (b)TC4/Cu 过渡区

图 2　双金属结构过渡区的 XRD 图谱

Fig. 2　XRD patterns of bimetallic structure

为了确定双金属结构中过渡区的微观组织及相分布情况, 对 Cu/IN625 过渡区与 TC4/Cu 过渡区的典型组织进行了放大, 并使用 EDS 点扫描对其主要组织的元素含量进行分析。

图 3 为 Cu/IN625 过渡区的显微组织, 表 2 为图 3 中各点的 EDS 点扫描结果。



(a)为 Cu/IN625 过渡区内部下方组织;(c)为 Cu/IN625 过渡区内部上方组织; (b)(d) 分别为(a)(c)中方框处组织放大

图 3　Cu/IN625 过渡区的典型微观组织

Fig. 3　Typical microstructure of Cu/IN625 transition region

图 3(a)为 Cu/IN625 过渡区内部下方(界面 1 上方附近)的显微组织, 由图 3(a) 可以看出, Cu/IN625 过渡区内部下方主要由深灰色棒状组织、浅灰色块状组织及白亮色花样状组织构成, 图 3(b)为图 3(a)中方框内部进一步放大的组织。由 EDS 分析结果可知, 点 1 的主要元素为 47.68%Ni 和 24.07%Cu, 结合该区域的 XRD 结果可以推断深灰色棒状组织为 Ni 和 Cu 元素组成的固溶体组织, 即 (Ni, Cu)ss; 点 2 的主要元素组成为 54.32%Cr 及 20.21%Mo, 结合 XRD 分析结果可以推断浅灰色块状组织为 (Cr, Mo) 相。点 3 的主要元素为 63.71%Ti 及 21.2%Ni, Ti 与 Ni 原子比约为 3∶1, 结合该区域的 XRD 结果推断白亮色花样状组织为 $TiNi_3$ 相。图 3(c)为 Cu/IN625 过渡区内部上方(界面 2 下方附近)的显微组织, 由图可以看出, Cu/IN625 过渡区内部上方主要由深灰色近等轴组织、浅灰色基体组织及白亮色析出相构成, 图 3(d)为图 3(c)中方框内部进一步放大的组织。由 EDS 分析结果可知, 点 4 的主要元素为 40.23%Ti 及 39.81%Cu 构成, Ti 与 Cu 原子比约为 1∶1, 结合该

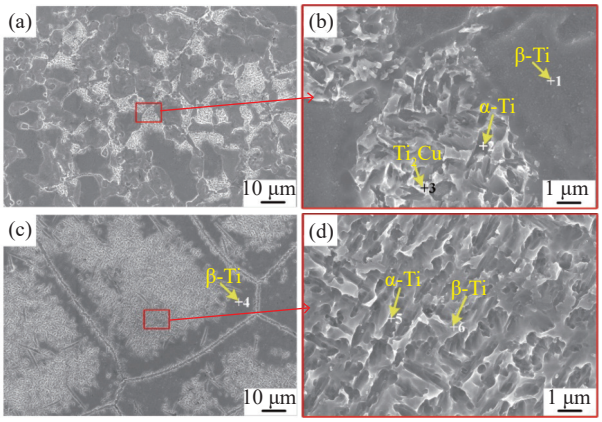
区域的 XRD 结果可以推断深灰色近等轴组织为 TiCu 金属间化合物；点 5 的主要元素为 47.88%Cu 及 38.65%Ni，结合 XRD 分析结果可以推断基体组织为 (Ni, Cu)ss。点 6 的主要元素为 56.4%Ti 及 26.3%Cu，Ti 与 Cu 原子比约为 2∶1，结合该区域的 XRD 结果推断白亮色析出相为 Ti_2Cu 相。

表 2　Cu/IN625 过渡区 EDS 点扫描结果

Table 2　EDS scanning results at Cu/IN625 transition region　%

微区	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Ti	Al	V	Cu	物相
1	47.68	1.75	0.06	0.33	0.83	24.01	1.17	0.10	24.07	(Ni, Cu)ss
2	7.79	54.32	20.21	0.26	0.99	6.74	3.25	2.11	4.33	(Cr, Mo)
3	21.2	3.03	1.02	0.77	0.52	63.71	7.23	2.39	0.13	$TiNi_3$
4	5.77	3.45	2.5	0.35	1.97	40.23	4.23	1.69	39.81	TiCu
5	38.65	1.29	0.18	0.49	0.18	5.43	3.56	2.33	47.88	(Ni, Cu)ss
6	4.32	3.44	0.15	0.79	0.21	56.4	5.08	0.30	29.30	Ti_2Cu

图 4 为 TC4/Cu 过渡区的显微组织，表 3 为图 4 中各点的 EDS 点扫描结果。图 4(a)为 TC4/Cu 过渡区内部下方(界面 2 上方附近)的显微组织，由图可以看出，TC4/Cu 过渡区内部下方主要由深灰色细小的近等轴晶组织、浅灰色短棒状组织以及短棒状组织间的白亮色组织构成，图 4(b)为图 4(a)中进一步放大的组织。由 EDS 分析结果可知，点 1 的主要元素为 60.52%Ti 及大量的 β-Ti 稳定元素(Ni、Cu、Cr、V 及 Mo)构成，结合该区域的 XRD 结果可以推断深灰色细小的近等轴组织为 β-Ti 相；点 2 的主要元素为 82.81%Ti 以及 10.73%Al，其中 Al 为 α-Ti 稳定元素，结合 XRD 分析结果可以推断浅灰色短棒状组织为 α-Ti 相。点 3 的主要元素为 56.81%Ti 及 26.23%Cu，Ti 与 Cu 原子比约为 2∶1，结合该区域的 XRD 结果推断白亮色组织为 Ti_2Cu 相。图 4(c)为 TC4/Cu 过渡区内部上方(界面 3 下方附近)的显微组织，由图可以看出，TC4/Cu 过渡区内部上方主要由深灰色等轴晶组织组成，在等轴晶内部析出了浅灰色短棒状组织以及短棒状组织间的白亮色组织，图 4(d)为图 4(c)中进一步放大的组织。由 EDS 分析结果可知，点 1 的主要元素为 80.49%Ti 及大量的 β-Ti 稳定元素(Ni、Cu、Cr、V 及 Mo)构成，结合该区域的 XRD 结果可以推断深灰色等轴晶为 β-Ti 相；点 2 的主要元素为 85.08%Ti 以及 10.30%Al，结合 XRD 分析结果可以推断浅灰色短棒状组织为 α-Ti 相。点 3 的主要元素为 76.34%Ti 及多量的 β-Ti 稳定元素(Ni、Cu、Cr、V 及 Mo)构成，结合该区域的 XRD 结果推断白亮色组织为 β-Ti 相。



(a)为 TC4/Cu 过渡区内部下方组织；(c)为 TC4/Cu 过渡区内部上方组织；(b)(d) 分别为(a)(c)中方框处组织放大

图 4　TC4/Cu 过渡区的典型微观组织

Fig. 4　Typical microstructure of TC4/Cu transition region

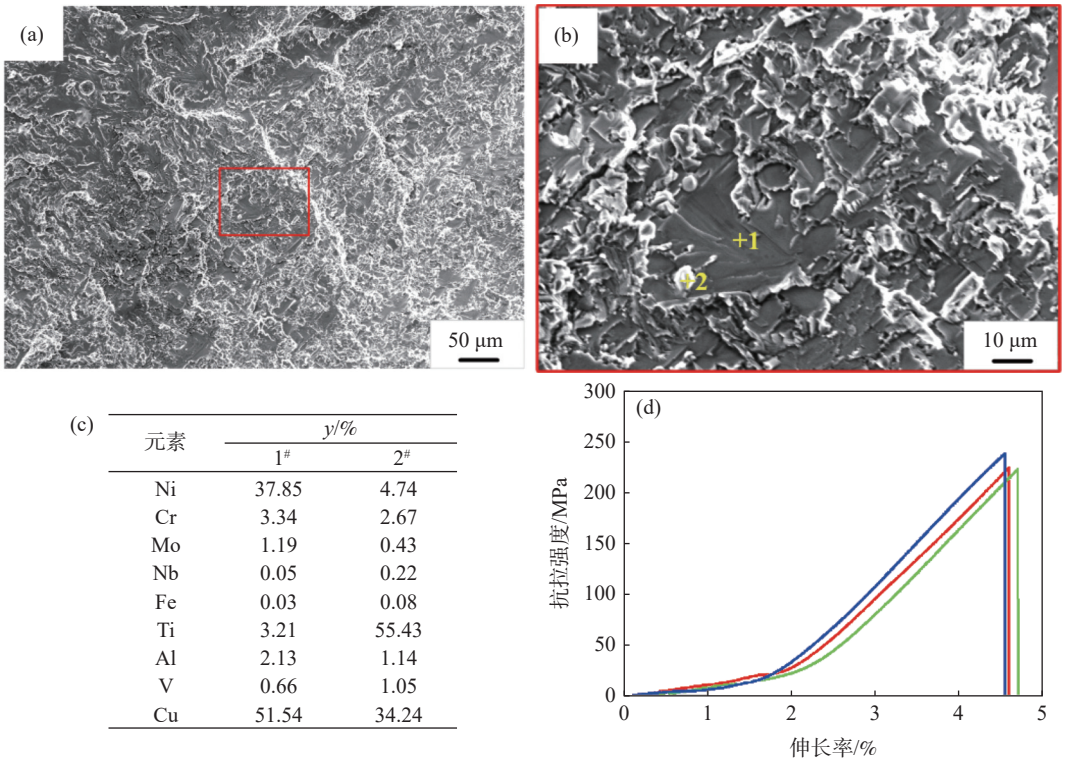
表 3　TC4/Cu 过渡区 EDS 点扫描结果

Table 3　EDS point scanning results at TC4/Cu transition region　%

微区	Ni	Cr	Mo	Nb	Fe	Ti	Al	V	Cu	物相
1	8.01	6.39	1.79	0.69	0.73	65.02	8.13	2.83	6.41	β-Ti
2	2.27	0.83	0.11	0.05	0.17	82.81	10.73	1.20	1.83	α-Ti
3	9.89	2.81	0.07	0.08	1.23	56.81	1.00	1.88	26.23	Ti_2Cu
4	4.93	1.90	0.20	0.06	0.61	80.49	5.69	3.03	3.08	β-Ti
5	1.39	0.33	0.11	0.01	0.22	85.08	10.30	1.50	1.05	α-Ti
6	8.61	2.46	0.45	0.10	0.41	76.34	5.79	1.95	3.89	β-Ti

2.2　室温拉伸试验

以 Cu 为夹层的 IN625/TC4 双金属结构室温拉伸试验结果如图 5 所示, 图 5(a)为拉伸试样的断口形貌, 图 5(b)为图 5(a)中方框内部的放大图, 图 5(c)为图 5(b)中两点的 EDS 点扫描结果, 图 5(d)为室温拉伸试验结果。由图 5(a)可以看出, 拉伸试样断口表面具有较多的解理台阶与撕裂棱, 所以确定为准解理断裂。对图 5(b)中两点进行 EDS 点扫描分析, 分析结果见图 5(c), 结合之前分析可知, 可以推断点 1 为 (Ni, Cu)ss, 点 2 为(TiCu+Ti_2Cu)金属间化合物相, 说明断裂位置为双金属结构的 IN625/TC4 过渡区的上部, 这是由于在激光熔化沉积过程中大量的 Ti 元素扩散到(Cu+IN625)沉积层, 从而形成了大量的 Ti-Cu 系金属间化合物, 导致过渡区的裂纹敏感性升高, 降低了双金属结构过渡区的结合性能。由图 5(d)可知, 测得的拉伸试样室温抗拉强度约为 228.9 MPa, 伸长率约为 4.62%。拉伸过程中没有产生明显的屈服阶段。



(c)

元素	y/%	
	1#	2#
Ni	37.85	4.74
Cr	3.34	2.67
Mo	1.19	0.43
Nb	0.05	0.22
Fe	0.03	0.08
Ti	3.21	55.43
Al	2.13	1.14
V	0.66	1.05
Cu	51.54	34.24

(a) 以 Cu 为夹层的 IN625/TC4 双金属结构拉伸断口形貌; (b)为图 5(a)中方色框内部的放大; (c)EDS 点扫描; (d) 试样拉伸性能

图 5　Cu 夹层双金属结构室温拉伸试验

Fig. 5　Room temperature tensile test of bimetallic structure using Cu interlayer

3　结论

针对 IN625/TC4 双金属结构易在结合区域产生开裂这一问题, 采用激光熔化沉积技术 Cu 夹层制备了 IN625/TC4 双金属结构, 各界面均达到了冶金结合, 得到如下结论:

1) Cu 夹层激光熔化沉积 IN625/TC4 双金属结构限制了 IN625 与 TC4 的直接结合, 抑制了 Ti-Ni 金属间化合物的形成, 显著地降低了沉积层的裂纹敏感性, 成功制备了无裂纹等冶金缺陷的 Cu 夹层 IN625/TC4 BS。

2) Cu 夹层激光熔化沉积 IN625/TC4 双金属结构过渡区的相组成为 γ-Ni、γ-Cu、(Cr, Mo)、Ti_2Cu、TiCu、$TiNi_3$、α-Ti 及 β-Ti。

3) 拉伸试验结果表明, Cu 夹层 LMD IN625/TC4 BS 的抗拉强度约为 228.9 MPa, 断裂位置位于 Cu/IN625 过渡区附近, 断口形貌表现为准解理断裂特性。

4) Cu 夹层 LMD IN625/TC4 BS 的过渡区仍存在一定量的 $TiNi_3$ 金属间化合物, 间接说明 Cu 夹层厚度偏薄, 在今后的试验中应重点研究 Cu 夹层厚度对形成金属间化合物的影响规律, 确定出最佳

Cu 夹层厚度，为 Cu 夹层 LMD IN625/TC4 BS 的制备奠定冶金理论基础，从而促进 IN625/TC4 双金属结构在航空航天领域的广泛应用。

参考文献

[1] Pm A, Hy B, Abp A. Microstructure evolution of Inconel 625 alloy during single-track laser powder bed fusion[J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102824.

[2] Chen Y, Xu M, Zhang T, *et al*. Grain refinement and mechanical properties improvement of Inconel 625 alloy fabricated by ultrasonic-assisted wire and arc additive manufacturing[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 910: 164957.

[3] Pang X, Xiong Z, Sun J, *et al*. Enhanced strength-ductility synergy in laser additive manufactured TC4 titanium alloy by grain refinement[J]. Materials Letters, 2022, 326: 132949.

[4] Zhou X, Xu D, Geng S, *et al*. Mechanical properties, corrosion behavior and cytotoxicity of Ti-6Al-4V alloy fabricated by laser metal deposition[J]. Materials Characterization, 2021, 179: 111302.

[5] Zhao H, Liu Z, Yu C, *et al*. Finite element analysis for residual stress of TC4/Inconel718 functionally gradient materials produced by laser additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 152: 108146.

[6] Wu D, Song C, Di T, *et al*. Intermetallic regulation mechanism of inconel718/Ti6A14V composite by novel follow-up ultrasonic assisted laser additive manufacturing[J]. Composites, Part B. Engineering, 2022, 15(235): 109736.

[7] Shang C, Wang C, Li C, *et al*. Eliminating the crack of laser 3D printed functionally graded material from TA15 to Inconel718 by base preheating[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 126: 106100.

[8] Xia Y, Lei J, Chen H. Effects of circular oscillating laser on microstructure and mechanical property of nickel-based superalloy by laser melting deposition[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 155: 108361.

[9] Hao Y, Huang Y, Zhao K, *et al*. Research on the microstructure and mechanical properties of doubled annealed laser melting deposition TC11 titanium alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 150: 107983.

[10] Gao Z, Wang L, Lyu F, *et al*. Temperature variation and mass transport simulations of invar alloy during continuous-wave laser melting deposition[J]. Optics & Laser Technology, 2022, 152: 108163.

[11] Gu D, Shi X, Poprawe R, *et al*. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. Science, 2021, 372(6545): 1487.

[12] Benedetti M, Klarin J, Johansson F, *et al*. Study of the compression behaviour of Ti6Al4V trabecular structures produced by additive laser manufacturing[J]. Materials, 2019, 12(9): 1471.

[13] Safronov V A, Gusarov A, Gusarov V, *et al*. Distortions and residual stresses at layer-by-layer additive manufacturing by fusion[J]. Journal of Manufacturing Science and Engineering:Transactions of the ASME, 2017, 139(3): 031017.

[14] Liu Z, Lu S, Tang H, *et al*. Characterization and decompositional crystallography of the massive phase grains in an additively-manufactured Ti-6Al-4V alloy[J]. Materials Characterization, 2017, 127: 146−152.

[15] Onuike B, Heer B, Bandyopadhyay A. Additive manufacturing of Inconel 718-Copper alloy bimetallic structure using laser engineered net shaping (LENS)[J]. Additive Manufacturing, 2018, 21: 133−140.

[16] Domack M S, Baughman J M. Development of nickel - titanium graded composition components[J]. Emerald Group Publishing Limited, 2005, 11: 655−668.

[17] Shang C, Xu G, Wang C, *et al*. Laser deposition manufacturing of bimetallic structure from TA15 to inconel 718 via copper interlayer[J]. Materials Letters, 2019, 252(1): 342−344.

[18] Zoeram A S, Mousavi S. Effect of interlayer thickness on microstructure and mechanical properties of as welded Ti6Al4V/Cu/NiTi joints[J]. Materials Letters, 2014, 133(15): 5−8.

[19] Wang Chenyang. Study on microstructures and mechanical properties of TC4-INconel718 bimetallic structure gradient transition zone prepared by laser melting deposition[D]. Shenyang: Shengyang University of Technology, 2021.
（王辰阳. 激光增材制造TC4/Inconel 718双金属结构过渡区组织性能的研究[D]. 沈阳, 沈阳工业大学, 2021.）

编辑　杨冬梅