

# 热输入对 Ti6Al4V/Inconel 718 激光诱导钎焊接头组织和力学性能的影响

李伦坤<sup>1,2</sup>, 高晓龙<sup>1,2</sup>, 刘晶<sup>1,2\*</sup>, 王小强<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>宝鸡文理学院机械工程学院, 陕西 宝鸡 721016;

<sup>2</sup>陕西省机器人关键零部件先进制造与评估省市共建重点实验室, 陕西 宝鸡 721016

**摘要** 采用激光诱导共晶反应钎焊技术对 Ti6Al4V 和 Inconel 718 异种金属进行焊接,研究了不同热输入下制备的接头的微观组织和力学性能。结果表明:当热输入为 48 J/mm 时,钎中间层过度熔化,未能有效阻隔 Ti6Al4V 和 Inconel 718 的混合,接头中有大量的 Ti<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub> 金属间化合物生成,导致接头直接开裂;当热输入降低到 40 J/mm 时,全厚度未熔化钎中间层的存在成功阻碍了熔池中 Ti6Al4V 和 Inconel 718 的混合,并形成两个连接界面,即 (Ti,Nb) 熔化区界面和 Nb/Inconel 718 共晶反应钎焊界面,接头中未形成 Ti<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub> 金属间化合物且接头的抗拉强度达到了 205 MPa;随着热输入进一步降低到 34 J/mm 时,低的 Nb/Inconel 718 界面温度导致共晶反应钎焊不能充分进行,形成了明显的未熔合缺陷,接头的抗拉强度仅为 103 MPa。

**关键词** 激光技术; Ti6Al4V/Inconel 718 异种金属; 力学性能; 热输入; 激光诱导共晶反应钎焊

中图分类号 TG406

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.0502002

## Effects of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V/Inconel 718 Laser-Induced Brazing Joint

Li Lunkun<sup>1,2</sup>, Gao Xiaolong<sup>1,2</sup>, Liu Jing<sup>1,2\*</sup>, Wang Xiaoqiang<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>School of Mechanical Engineering, Baoji University of Arts and Sciences, Baoji, Shaanxi 721016, China;

<sup>2</sup>Key Laboratory of Advanced Manufacturing and Detection Technology for Industrial Robot and Its Major Component, Shaanxi Province, Baoji, Shaanxi 721016, China

**Abstract** The Ti6Al4V and Inconel 718 dissimilar metals are welded using the continuous laser-induced eutectic reaction brazing technology. In this study, the influences of heat input on the microstructure and mechanical properties of the joints are systematically studied. The test results prove the formation of a large number of Ti<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub> intermetallic compounds in the fusion zone because of the excessive melting of the niobium interlayer at a heat input of 48 J/mm, resulting in the direct cracking of the joint. When the heat input is decreased to 40 J/mm, the unmelted Nb interlayer successfully inhabits the mixing of Ti6Al4V and Inconel 718 in the molten pool, preventing the formation of the Ti<sub>x</sub>Ni<sub>y</sub> intermetallic compound in the joint. Further, two different metallurgical bonding interfaces, i. e., the (Ti, Nb) melting interface and the Nb/Inconel 718 eutectic reaction brazing interface, are obtained. Additionally, the (Ti, Nb) melting interface and the Nb/Inconel 718 bonding interface are separated by the unmelted Nb interlayer. The maximum strength of the joint is 205 MPa. However, an incomplete fusion defect can be observed at the Nb/Inconel 718 interface when the heat input is 34 J/mm, resulting in a tensile strength of 13 MPa.

**Key words** laser technique; Ti6Al4V/Inconel 718 dissimilar metals; mechanical properties; heat input; laser-induced eutectic reaction brazing

**OCIS codes** 160.3900; 140.3390; 140.3590

收稿日期: 2019-11-09; 修回日期: 2019-12-02; 录用日期: 2019-12-11

基金项目: 国家自然科学基金(51705005, 51905006)、陕西省自然科学基金(2018JQ5204)、宝鸡文理学院校级重点项目(ZK16045)、宝鸡文理学院研究生创新科研项目(YJSCX19ZD05, YJSCX19ZC10)

\* E-mail: elfsmile@163.com

# 1 引 言

Ti6Al4V 具有轻质高强、耐蚀性好、高温性能好、生物相容性优良等特性,已在航空航天、石油化工和生物医药等领域得到了广泛应用<sup>[1-3]</sup>。Inconel 718 镍基合金具有良好的耐蚀性、强的抗辐射性及优良的高温性能,已被广泛应用于宇航、核能、石油化工等行业<sup>[4-5]</sup>。能源、交通运输行业的发展,对航空发动机和燃气轮的推重比、耗油率、可靠性等提出了更高要求。在航空发动机和燃气轮机领域,Ti6Al4V/Inconel 718 异种金属复合构件既可发挥 Inconel 718 合金优异的高温性能又能显著减重,对提高航空发动机和燃气轮的推重比、燃油率具有重要意义<sup>[6-7]</sup>。但 Ti6Al4V 和 Inconel 718 的物理、化学性质相差较大,直接进行焊接时极易形成  $Ti_xNi_y$ 、Ti-Fe 和 Ti-Cr 硬脆相,严重恶化接头的力学性能<sup>[8-11]</sup>。

激光焊接具有能量密度高、热输入小、焊缝和热影响区窄等特点,适合用于异种金属的焊接<sup>[12-14]</sup>。Chen 等<sup>[15]</sup>研究了光束位置与热输入对 Ti6Al4V/Inconel 718 异种金属激光焊接接头微观组织和力学性能的影响,结果发现,光束偏移至 Inconel 718 侧或较小的热输入均可减少  $Ti_xNi_y$ 、Ti-Fe 和 Ti-Cr 硬脆相的数量,获得无裂纹接头,但接头的强度较低。Shojaei Zoeram 等<sup>[16]</sup>发现在激光焊接 Ti6Al4V 和 NiTi 过程中,采用铜做中间层,可减少  $Ti_xNi_y$  金属间化合物的形成,但会引入了 Ti-Cu 硬

脆相,导致接头的性能较差。因此,无论是采用光束偏移,还是引入中间层完全熔化的方法焊接 Ti6Al4V/Inconel 718 异种金属,均不能完全阻隔 Ti6Al4V 与 Inconel 718 两种母材在熔池中的混合。Gao 等<sup>[17]</sup>采用激光诱导共晶反应钎焊对 Ti6Al4V/Inconel 718 进行焊接,获得了无  $Ti_xNi_y$ 、Ti-Fe 和 Ti-Cr 硬脆相形成的接头,但接头在 Nb/Inconel 718 界面的熔深仅为 0.5 mm,仅约为板厚的 1/3,且形成了明显的未熔合缺陷,接头强度只有 145 MPa。与脉冲激光焊接相比,连续激光具有相对较高的冷却速度,能够在保证 Nb/Inconel 718 界面温度高于 Nb-Ni 共晶点温度的同时,使界面有足够多的高温停留时间,从而使界面处的共晶反应充分进行<sup>[18-19]</sup>,获得高质量接头。但到目前为止,尚未见到采用连续激光对 Ti6Al4V/Nb/Inconel 718 进行焊接的相关研究报道。

本文采用激光诱导共晶反应钎焊对 Ti6Al4V 与 Inconel 718 这两种异种金属进行焊接,探讨了不同热输入下接头的微观组织和力学性能,以期减少共晶反应钎焊界面的未熔合缺陷,提高 Ti6Al4V/Inconel 718 焊接接头的性能。

# 2 试验材料与方法

试验所用材料为 Ti6Al4V 和 Inconel 718 合金板材,其尺寸为 100 mm(长)×50 mm(宽)×1.2 mm(厚),中间层纯铌的尺寸为 100 mm(长)×0.8 mm(宽)×1.2 mm(厚),它们的化学成分如表 1 所示。

表 1 Ti6Al4V、Inconel 718 和纯铌的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti6Al4V, Inconel 718 and pure niobium

Material	Ti6Al4V				Inconel 718				Pure niobium			
	Ti	Al	V	Else	Fe	Cr	Ni	Mo	Nb	Fe	Ta	O
Mass fraction /%	Bal.	<6.8	<4.5	<1.1	Bal.	<21	<55	<3.3	Bal.	<0.005	<0.1	<0.015

图 1 是焊接母材 Ti6Al4V、Inconel 718 以及中间层铌的显微组织,Ti6Al4V 母材由等轴状  $\alpha$  相和

颗粒状  $\beta$  相组成,Inconel 718 母材由等轴状  $\gamma$  相和 NbC 碳化物组成,纯铌由等轴状晶粒组成。

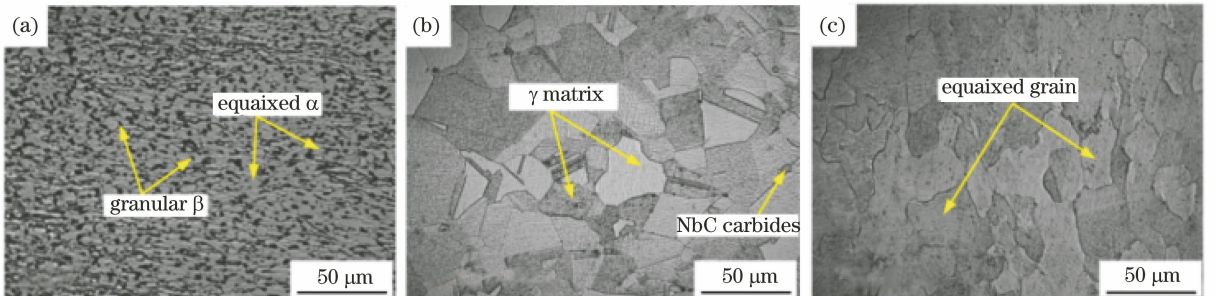


图 1 母材及纯铌的显微组织。(a) Ti6Al4V;(b) Inconel 718;(c) 纯铌

Fig. 1 Microstructures of base metals and pure niobium. (a) Ti6Al4V; (b) Inconel 718; (c) pure niobium

为去除母材及中间层铌表面的氧化膜及油污,焊前用砂纸对试样表面进行打磨,然后用酒精清洗,烘干后备用。焊接试验采用 IPG-YLR-1000 激光器进行,光纤直径为 50 μm,聚焦镜焦距为 200 mm,光斑直径为 0.1 mm。Ti6Al4V/Inconel 718 异种金属焊接接头为对接形式,激光束位于 Ti6Al4V/Nb 界面,如图 2 所示。实验中激光焊接热输入  $E$  的计算公式<sup>[20]</sup>为

$$E = \frac{P}{v} \quad (1)$$

式中: $P$  为焊接功率(W); $v$  为焊接速度(mm/s)。焊接试验参数如表 2 所示。为避免焊接接头的熔池和热影响区被空气氧化,实验过程中采用纯度为 99.99% 的氩气作为保护气。

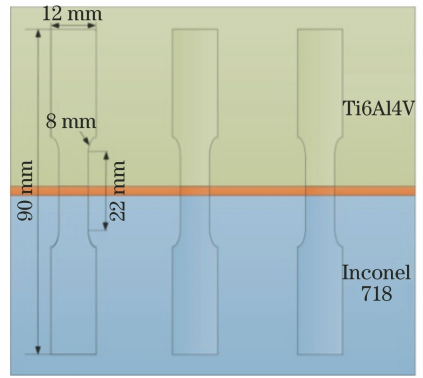


图 3 拉伸试样示意图

Fig. 3 Schematic of tensile samples

### 3 试验结果及分析

#### 3.1 焊接接头的宏观截面形貌

图 4 是不同热输入下 Ti6Al4V/Inconel 718 接头的宏观横截面形貌(FZ 表示熔合区)。如图 4(a)所示,当热输入为 48 J/mm 时,未熔化的铌不能阻挡熔池中 Ti6Al4V 和 Inconel 718 两种母材的混合,形成了大量的脆性金属间化合物,并有裂纹形成,导致焊接失败。减小热输入后,未熔化的铌成功地阻隔 Ti6Al4V 与 Inconel 718 的混合,接头中无裂纹形成,如图 4(b)、(c)所示。此时,接头由五部分构成,即 Ti6Al4V 母材、熔化区、未熔铌、Nb/Inconel 718 界面和 Inconel 718。从图 4(c)中可以看到,Nb/Inconel 718 界面有未熔合缺陷。在焊接时,激光束位于 Ti6Al4V/Nb 界面,即 Ti6Al4V/Nb 为熔化焊连接。但 Nb/Inconel 718 界面未直接受到激光辐照,因此 Nb/Inconel 718 界面的连接机理不同于 Ti6Al4V/Nb 界面。Gao 等<sup>[17]</sup>证实了 Nb/Inconel 718 界面为共晶反应钎焊连接。上述试验结果表明,激光诱导共晶反应通过一次焊接形成了两个连接界面。

#### 3.2 焊接接头的微观组织

图 5 和表 3 是不同热输入下接头的熔化区组织及相应的 EDS 成分分析结果。如图 5(a)、(b)所示,不同热输入(40 J/mm 和 34 J/mm)下焊接得到的熔化区的组织比较接近,都是由岛状组织和柱状晶组织组成。岛状组织中的铌含量明显高于柱状晶,如图 5(c)所示,这预示着接头中有成分偏析形成。在异种金属的激光焊接过程中,两种母材的熔点差异、激光焊接高的冷却速度及复杂的熔池流动行为使得熔化区极易形成宏观偏析。铌的熔点(2469 °C)显著高于 Ti6Al4V 的熔点(1670 °C),并

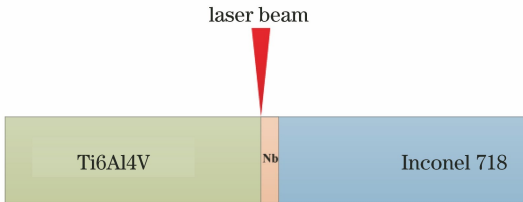


图 2 焊接示意图

Fig. 2 Welding diagram

表 2 焊接工艺参数

Table 2 Welding parameters

Specimen No.	$P / W$	$v / (mm \cdot s^{-1})$	Defocusing	Heat
			amount / mm	input / $(J \cdot mm^{-1})$
1	800	16.7	0	48
2	800	20	0	40
3	800	23.3	0	34

焊后沿垂直于焊缝方向制取金相试样,然后对其进行机械抛光和腐蚀处理。对 Ti6Al4V 进行腐蚀处理的溶液由 3 mL HF、5 mL HNO<sub>3</sub> 和 100 mL H<sub>2</sub>O 配制而成,对 Inconel 718 进行腐蚀处理的溶液由 5 g CuCl<sub>2</sub>、100 mL HCl 和 100 mL C<sub>2</sub>H<sub>5</sub>OH 配制而成,对中间层铌进行腐蚀处理的溶液由 10 mL HF、20 mL HNO<sub>3</sub> 和 20 mL H<sub>2</sub>O 配制而成。采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)对焊接接头的显微组织进行分析。

对焊接接头进行显微硬度测试时,加载的载荷为 0.98 N,保载时间为 15 s,测试点间隔 0.15 mm。采用万能试验机对接头的拉伸性能进行测试,拉伸速度为 2 mm/min,拉伸试样的尺寸见图 3。拉断后,用扫描电镜和能谱仪对试样进行断口形貌分析。

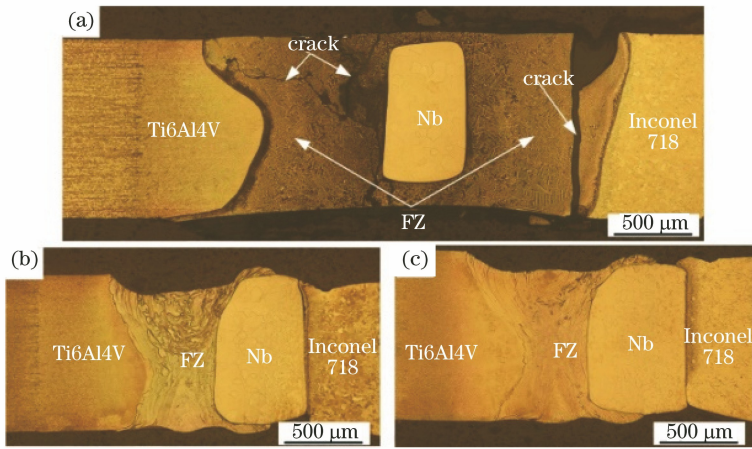


图 4 不同热输入下制备的接头的宏观横截面形貌。(a) 48 J/mm;(b) 40 J/mm;(c) 34 J/mm

Fig. 4 Macroscopic cross-section morphology of joint welded at different heat input.

(a) 48 J/mm; (b) 40 J/mm; (c) 34 J/mm

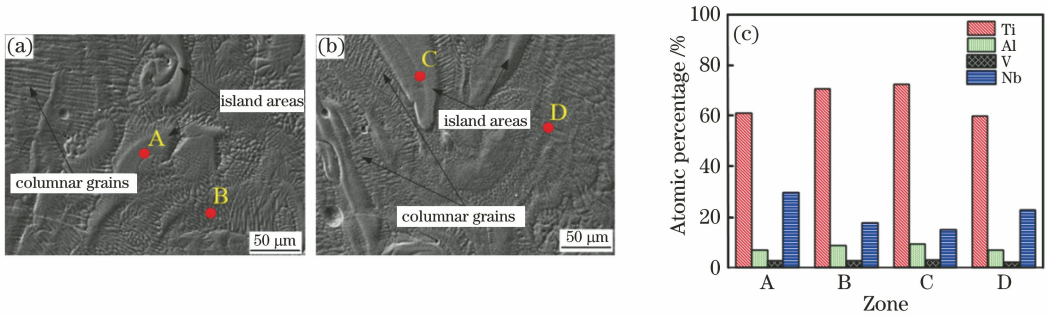


图 5 不同热输入下制备的接头熔化区的组织及 EDS 分析结果。

(a) 40 J/mm;(b) 34 J/mm;(c)组织图中各点的 EDS 分析结果

Fig. 5 Microstructures and EDS analysis of melting zone in joint welded at different heat input.

(a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm; (c) EDS analysis of each point in microstructure images

表 3 图 5 中各点的化学成分

Table 3 Chemical composition of each point in Fig. 5

Zone	Atomic fraction / %				Potential phase
	Ti	Al	V	Nb	
A	60.71	6.95	2.72	29.62	Ti, Nb
B	70.67	9.00	2.80	17.53	Ti, Nb
C	72.27	9.39	3.18	15.16	Ti, Nb
D	60.04	7.09	2.23	23.01	Ti, Nb

且两者的物理化学性质相差较大,因此在 Ti/Nb 异种金属焊接过程中易形成宏观偏析。如图 6 所示,钛和铌完全固溶,无任何金属间化合物形成。如表 3 所示,铝和钒的含量均较低,基本上不可能形成 Nb-Al 和 Nb-V 金属间化合物。综上所述,接头的熔化区由(Ti, Nb)固溶体组成。

图 7 是当热输入为 40 J/mm 时 Nb/Inconel 718 界面的微观组织及成分曲线。依据 Nb/Inconel 718 界面的微观组织差异,可将 Nb/Inconel 718 界面分为三个区域。结合图 7(b)、表 4 可以得出:在区域 I 中,

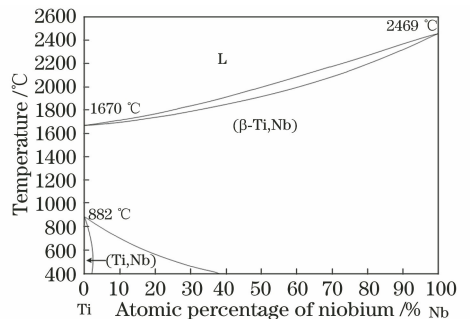


图 6 Ti-Nb 二元相图

Fig. 6 Ti-Nb binary phase diagram

铌的含量高于镍,它们的原子比接近于  $Nb_7Ni_6$  的成分比;在区域II中,铌的含量低于镍,铌和镍的原子比在 0.6~1 之间;在区域III中,铌和镍的原子比在 0~0.32之间变化。结合图 8 所示的 Ni-Nb 二元相图可知,区域I主要由  $Nb_7Ni_6$  构成,区域II由  $Nb_7Ni_6 +$

$NbNi_3$  相构成,区域III由  $NbNi_3$ 、镍基固溶体构成。尽管激光未辐照到 Nb/Inconel 718 界面,但 Nb/Inconel 718 界面发生了冶金反应,形成了  $Nb_7Ni_6$ 、 $NbNi_3$  等产物。在对接头进行 XRD 分析时发现,  $Nb_7Ni_6$  和  $NbNi_3$  存在于接头中,如图 9 所示。

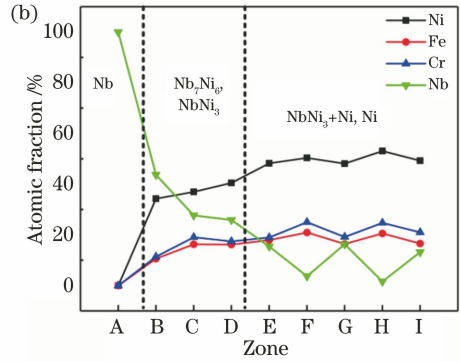
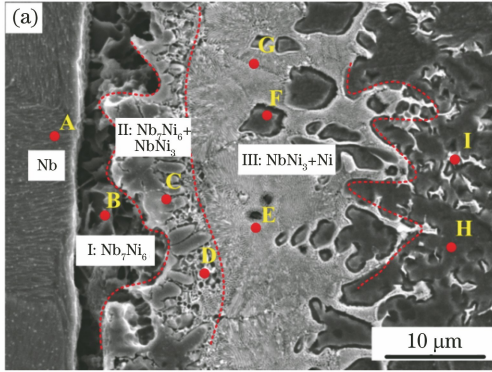


图 7 Nb/Inconel 718 界面的微观组织及各点的化学成分。(a)微观组织;(b)化学成分

Fig. 7 Interface microstructure of Nb/Inconel 718 interface and chemical composition of each point.

(a) Microstructure; (b) chemical composition

表 4 图 7 中各点的化学成分

Table 4 Chemical composition of each point in Fig.7

Zone	Atomic fraction /%				Potential phase
	Ni	Fe	Cr	Nb	
A	—	—	—	100	Nb
B	34.29	10.62	11.40	43.68	$Nb_7Ni_6$
C	36.97	16.28	19.07	27.68	$Nb_7Ni_6, NbNi_3$
D	40.49	16.18	17.44	25.90	$Nb_7Ni_6, NbNi_3$
E	48.22	17.93	18.97	15.43	$NbNi_3 + Ni$
F	50.38	20.94	25.00	3.69	Ni
G	48.09	16.42	19.16	16.33	$NbNi_3 + Ni$
H	53.08	20.55	24.75	1.62	Ni
I	49.24	16.58	21.01	13.18	$NbNi_3 + Ni$

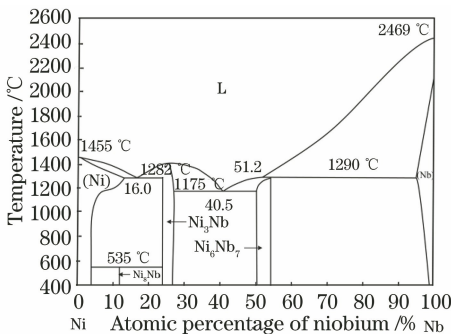


图 8 Ni-Nb 二元相图

Fig. 8 Ni-Nb binary phase diagram

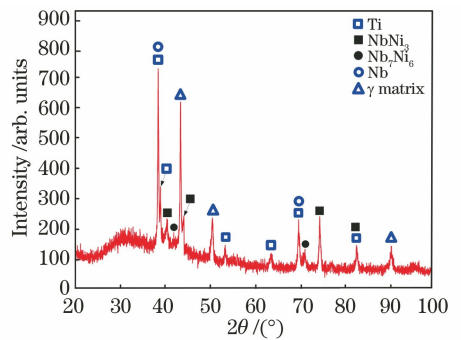


图 9 接头的 XRD 分析结果

Fig. 9 XRD result of welded joint

图 10 是激光诱导共晶反应钎焊原理图。光束照射在 Ti6Al4V/Nb 界面上,形成了 (Ti, Nb) 熔化区,由于未熔化铌(具有高的热导率)的存在,熔池中的热量可以通过未熔化的铌传导到 Nb/

Inconel 718 界面。Nb/Inconel 718 界面在夹具侧向力的作用下紧密贴合,并且高温下材料都会膨胀,因此 Nb/Inconel 718 界面更加紧密地贴合,在 Nb/Inconel 718 界面将形成铌和镍的原子扩散。

由图 8 所示的 Ni-Nb 二元相图可知,当 Nb/Inconel718 界面温度升高到 1175 °C (共晶点),并且界面处镍与铌的原子比为 1.45 时(共晶反应),铌和 Inconel 718 将会发生熔化,形成液相。界面

温度越高,就会有越多的 Inconel 718 和铌溶入液相,使液相范围扩大。在冷却过程中,将有  $Nb_7Ni_6$ 、 $NbNi_3$  和镍基固溶体等析出,从而实现了 Nb/Inconel 718 界面的冶金结合。

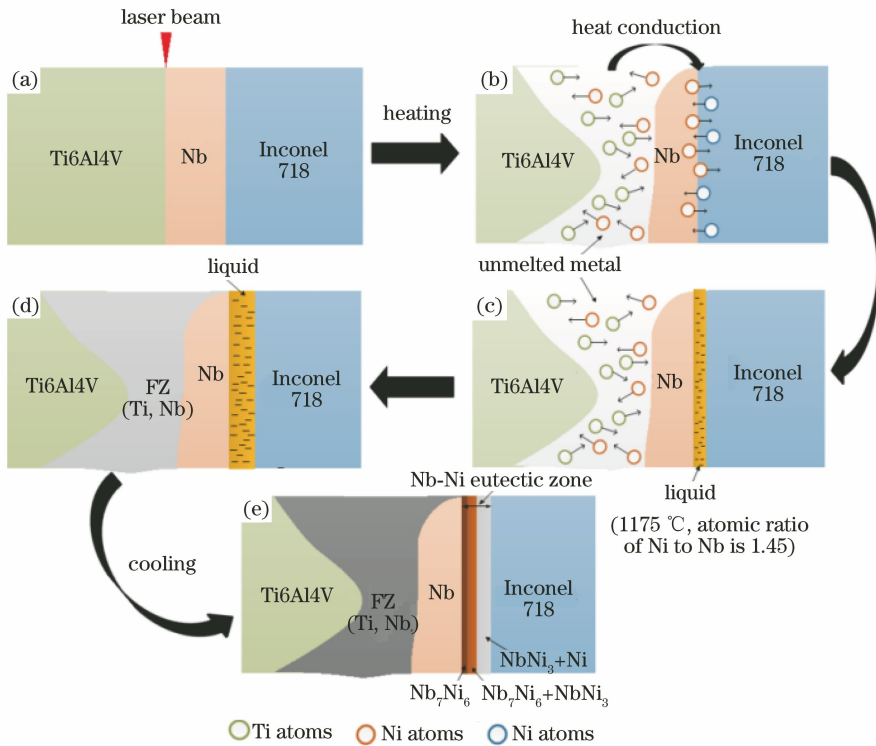


图 10 激光诱导共晶反应钎焊原理图

Fig. 10 Schematic laser-induced eutectic reaction brazing

图 11 是不同热输入下得到的 Nb/Inconel 718 界面的微观形貌。可见:随着热输入从 40 J/mm 减小到 34 J/mm,在 Nb/Inconel 718 界面处,共晶反应层的厚度从 44.2  $\mu m$  减小到 23.7  $\mu m$ ,并在界

面出现了明显的未熔合缺陷;当热输入较小时, Nb/Inconel 718 界面温度过低,不能保证铌和镍的共晶反应充分进行,导致界面处形成了未熔合缺陷。

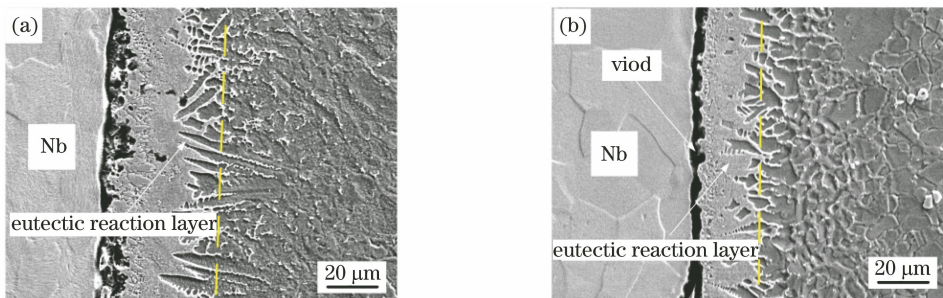


图 11 不同热输入下制备的 Nb/Inconel 718 界面的形貌。(a) 40 J/mm;(b) 34 J/mm

Fig. 11 Morphology of Nb/Inconel 718 interface formed at different heat input. (a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

### 3.3 接头的力学性能

图 12 为不同热输入下得到的接头横截面上的显微硬度。在不同的热输入下,接头的显微硬度分布特征相似。Ti6Al4V 和 Inconel 718 母材的硬度分别约为 330 HV 和 250 HV,(Ti, Nb) 熔化区

(FZ)的显微硬度约为 245 HV,中间层铌的显微硬度约为 90 HV,而 Nb/Inconel 718 界面的显微硬度则高达 630HV。

如图 13 所示,随着到 Nb/Inconel 718 界面距离的增加,显微硬度值减小得越明显。根据图 7 所

示的 Nb/Inconel 718 界面的微观组织分析可知, 距离 Nb/Inconel 718 界面越远, 铌含量越低, 形成的

Nb-Ni 金属间化合物越少, 因此 Nb-Ni 金属间化合物是界面硬度升高的原因。

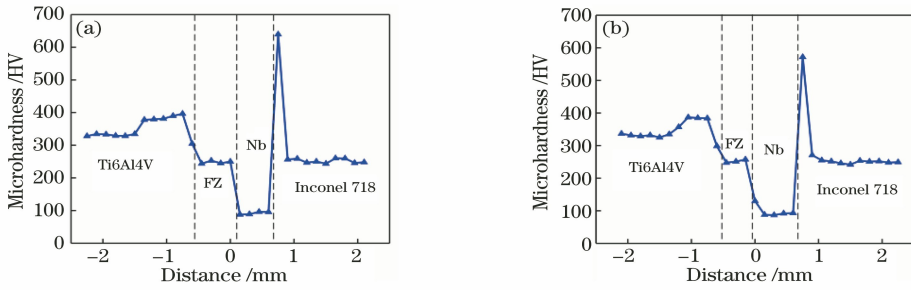


图 12 不同热输入下制备的接头横截面上的显微硬度分布。(a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

Fig. 12 Microhardness distribution on cross-section of joint welded at different heat input. (a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

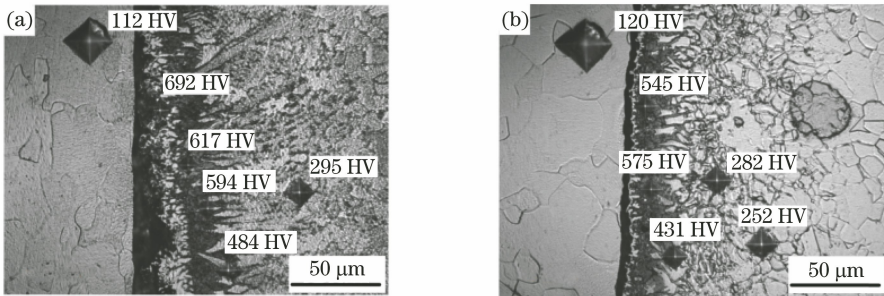


图 13 不同热输入下制备的 Nb/Inconel 718 界面处的显微硬度分布。(a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

Fig. 13 Microhardness profiles at the Nb/Inconel 718 interface formed at different heat input.

(a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

图 14 是不同热输入下得到的接头的拉伸曲线。当热输入为 40 J/mm 时, 接头的抗拉强度为 205 MPa; 当热输入降低为 34 J/mm 时, 接头的抗拉强度仅为 103 MPa。在低的热输入下, 易形成未熔合缺陷, 因此接头的拉伸性能较低。

化合物的硬度较高, 在拉伸过程中 Nb/Inconel 718 界面上有高的局部应力产生, 导致在该区域发生断裂。

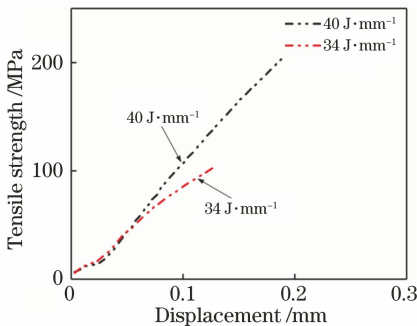


图 14 Ti6Al4V/Inconel 718 接头的拉伸曲线

Fig. 14 Tensile curves of Ti6Al4V/Nb/Inconel 718 dissimilar joints

图 15 是不同热输入下得到的接头的拉伸断口形貌, 可见, 两个接头都呈典型的脆性断裂形貌, 接头的延性较差。结合表 5 所示的 EDS 分析可知, 接头的断裂位置为 Nb/Inconel 718 界面。由于 Nb-Ni

## 4 结 论

以纯铌为中间层, 采用连续激光诱导共晶反应钎焊方法对 Ti6Al4V 和 Inconel 718 进行焊接, Nb/Inconel 718 界面温度不仅高于 Nb-Ni 共晶点温度, 而且 Nb/Inconel 718 界面具有足够长的高温停留时间, 使得 Nb/Inconel 718 界面具有更大的熔深, 接头的性能更好。

(Ti, Nb) 熔化区由钛和铌的固溶体构成, Nb/Inconel 718 界面主要由 Nb-Ni 金属间化合物和少量镍基固溶体组成。

热输入较高时, 铌中间层不能阻隔 Ti6Al4V 和 Inconel 718 的混合, 导致焊接失败; 热输入过小时, 在 Nb/Inconel 718 界面上形成了未熔合缺陷, 接头性能降低。

在适当的热输入下, 接头的抗拉强度可达 205 MPa, 断裂位置为 Nb/Inconel 718 界面。

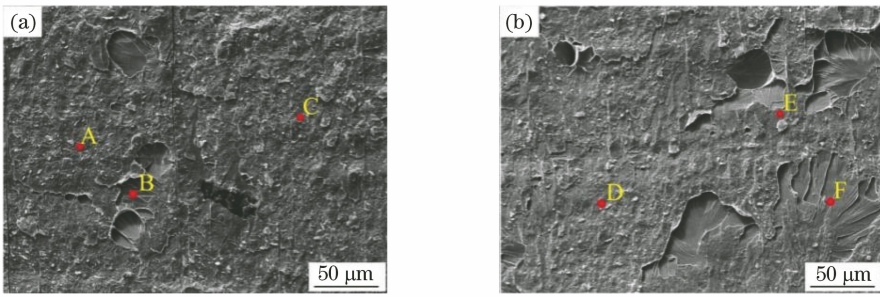


图 15 不同热输入下制备的接头的拉伸断口形貌。(a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

Fig. 15 Tensile fracture morphology of joint welded at different heat input. (a) 40 J/mm; (b) 34 J/mm

表 5 图 15 中各点的化学成分

Table 5 Chemical composition of each point in Fig.15

Zone	Atomic percentage /%				Potential phase
	Ni	Fe	Cr	Nb	
A	37.07	10.09	8.89	43.14	Nb <sub>7</sub> Ni <sub>6</sub>
B	—	—	—	100	Nb
C	40.34	12.43	9.75	37.48	Nb <sub>7</sub> Ni <sub>6</sub>
D	35.75	6.54	4.90	52.81	Nb <sub>7</sub> Ni <sub>6</sub>
E	37.09	10.89	8.30	43.71	Nb <sub>7</sub> Ni <sub>6</sub>
F	—	—	—	100	Nb

参 考 文 献

[1] Shang C, Wang C Y, Xu G J, et al. Laser additive manufacturing of TA15-Inconel 718 bimetallic structure via Nb/Cu multi-interlayer [J]. Vacuum, 2019, 169: 108888.

[2] Li P, Dong H G, Xia Y Q, et al. Inhomogeneous interface structure and mechanical properties of rotary friction welded TC4 titanium alloy/316L stainless steel joints [J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 33: 54-63.

[3] Gao X L, Liu J, Zhang L J, et al. Effect of the overlapping factor on the microstructure and mechanical properties of pulsed Nd : YAG laser welded Ti6Al4V sheets [ J ]. Materials Characterization, 2014, 93: 136-149.

[4] Jelvani S, Shoja Razavi R, Barekat M, et al. Evaluation of solidification and microstructure in laser cladding Inconel 718 superalloy [J]. Optics & Laser Technology, 2019, 120: 105761.

[5] Cheepu M, Venkateswarlu D, Rao P N, et al. Microstructure characterization of superalloy 718 during dissimilar rotary friction welding [ J ]. Materials Science Forum, 2019, 969: 211-217.

[6] Zhang H. Basic study on dissimilar metal laser welding of TC4 and Inconel 718 [D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2017.

张浩. TC4 钛合金与 Inconel 718 高温合金异种金属

激光焊接基础研究 [D]. 武汉: 华中科技大学, 2017.

[7] Deng Y Q. Investigation on the joining of CP-Ti, Ti-6Al-4V with similar and 304 stainless steel, inconel Ni-based alloy dissimilar materials [D]. Chongqing: Chongqing University, 2016.

邓永强. 纯钛及 Ti-6Al-4V 合金及其与 304 不锈钢及 Inconel 镍基合金的连接研究 [D]. 重庆: 重庆大学, 2016.

[8] Chen B Q, Xiong H P, Sun B B, et al. Microstructures and mechanical properties of Ti<sub>3</sub>Al/Ni-based superalloy joints arc welded with Ti-Nb and Ti-Ni-Nb filler alloys [J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2014, 24(4): 313-320.

[9] Chatterjee S, Abinandanan T A, Reddy G M, et al. Microstructure formation in dissimilar metal welds: electron beam welding of Ti/Ni [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2016, 47(2): 769-776.

[10] Gao Y N, Huang L J, An Q, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of titanium matrix composites and Ni-based superalloy joints with Cu interlayer [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 764: 665-673.

[11] Chen Y H, Mao Y Q, Lu W W, et al. Investigation of welding crack in micro laser welded NiTiNb shape memory alloy and Ti6Al4V alloy dissimilar metals joints [J]. Optics & Laser Technology, 2017, 91: 197-202.

[12] Chatterjee S, Abinandanan T A, Chattopadhyay K.



- Microstructure development during dissimilar welding: case of laser welding of Ti with Ni involving intermetallic phase formation [J]. *Journal of Materials Science*, 2006, 41(3): 643-652.
- [13] Oliveira J P, Panton B, Zeng Z, et al. Laser joining of NiTi to Ti6Al4V using a niobium interlayer [J]. *Acta Materialia*, 2016, 105: 9-15.
- [14] Zhou X W, Huang Y D, Hao K, et al. Cracking in dissimilar laser welding of tantalum to molybdenum [J]. *Optics & Laser Technology*, 2018, 102: 54-59.
- [15] Chen H C, Pinkerton A J, Li L. Fibre laser welding of dissimilar alloys of Ti6Al4V and Inconel 718 for aerospace applications [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2011, 52 (9/10/11/12): 977-987.
- [16] Shojaei Zoeram A, Akbari Mousavi S A A. Effect of interlayer thickness on microstructure and mechanical properties of as welded Ti6Al4V/Cu/NiTi joints [J]. *Materials Letters*, 2014, 133: 5-8.
- [17] Gao X L, Liu J, Zhang L J. Dissimilar metal welding of Ti6Al4V and Inconel 718 through pulsed laser welding-induced eutectic reaction technology [J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2018, 96(1/2/3/4): 1061-1071.
- [18] Li S M, Xiao H, Liu K Y, et al. Melt-pool motion, temperature variation and dendritic morphology of Inconel 718 during pulsed- and continuous-wave laser additive manufacturing: a comparative study [J]. *Materials & Design*, 2017, 119: 351-360.
- [19] Maharjan N, Zhou W, Zhou Y, et al. Comparative study of laser surface hardening of 50CrMo4 steel using continuous-wave laser and pulsed lasers with ms, ns, ps and fs pulse duration [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 366: 311-320.
- [20] Saravanan S, Sivagurumanikandan N, Raghukandan K. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of Nd:YAG laser welded super duplex stainless steel-numerical and experimental approach [J]. *Optik*, 2019, 185: 447-455.