

激光偏移量对镍钛/铜激光焊缝组织和性能的影响研究

顾凡¹, 孙茜^{1*}, 皇甫圆翔¹, 陈靖雨², 王晓南², 孙立宁¹

¹苏州大学机电工程学院, 江苏 苏州 215137;

²苏州大学沙钢钢铁学院, 江苏 苏州 215137

摘要 利用脉冲激光器对直径为 400 μm 的镍钛合金及铜丝进行激光焊接, 通过设计不同的激光束偏移量对镍钛/铜异种激光焊缝形貌、显微组织、显微硬度及拉伸性能进行研究。结果表明, 当激光束的入射位置由镍钛合金向铜一侧偏移时, 镍钛/铜异种激光焊缝的尺寸逐渐减小, 且焊缝内的元素分布由均匀分布转变为局部偏析; 当激光束位于镍钛侧 50 μm 和中心线时, 焊缝内的显微组织均为树枝状凝固组织; 当激光束位于铜侧 50 μm 和 100 μm 时, 焊缝由树枝晶、胞状晶和层状组织的混合组织构成。焊缝的平均硬度随着激光束位置的偏移而逐渐降低, 当激光束偏移至铜一侧时, 富 Ni-Ti 区域出现局部高硬度的现象。当激光束偏移至铜一侧 100 μm 时, 焊缝内微裂纹的存在导致拉伸断裂在此处发生, 且强度较铜母材显著下降。

关键词 激光技术; 材料; 脉冲激光; 激光束位置; 异种连接; 镍钛合金; 显微组织

中图分类号 TG456.7

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.1002107

1 引言

镍钛形状记忆合金是一种智能材料, 具有生物相容性、耐蚀性、形状记忆效应及超弹性等优良特性, 广泛应用在机械电子、航空航天和临床医疗等领域^[1-4]。镍钛的成功应用不仅取决于其内在的优异性能, 更取决于与其他材料连接的接头性能^[5-7]。铜是一种具有高导热、高导电、良好的延展性和抗腐蚀性的材料, 适用于电气、管道工程以及航空航天等领域^[8-10]。近年来, 随着心脏起搏器和电连接器等多功能系统组件的出现, 使镍钛合金与异种材料间的连接需求增加, 异种材料有无磁的镍钴铬钼 (MP35N) 合金、不锈钢和钛合金等材料^[11-15]。镍钛合金/铜连接件在电热驱动器方面的应用也成为镍钛合金异种连接最新的关注点之一, 其原因在于镍钛合金与铜的连接不仅满足对形状记忆的要求, 又能够保证元器件具有较高的导电性。

根据国内外学者对镍钛合金异种连接的研究可知, 与其他连接方式相比, 激光焊接方式具有能量密度高、热输入低和热影响区窄等优点, 为此能够良好地应用在镍钛合金的精密连接^[16-20]。焊缝中 NiTi 等脆性金属间化合物的形成, 使其接头性能与母材相比出现明显下降的趋势, 因此不能满足使用要求。为了改善并解决此问题, 众多学者利用焊缝合金化或调整焊接工艺参数等方式对镍钛合金的异种焊接展开了详细的研究。Chatterjee 等^[21]采用 Cu 中间层对 NiTi 和 Ti6Al4V 进行了激光焊接, 形成了 CuTi_2 、 CuNi_2Ti 、 Cu_3Ti_2 和 AlCu_2Ti 等 Cu 基化合物, 减少了脆性金属间化合物 (如 Ti_2Ni 、 TiAlNi 和 TiO_2) 的形成, 从而改善了焊缝的脆性。Gao 等^[22]提出了一种新型的 Nb/Cu 多层中间层激光焊接方法, 采用该方法对 NiTi 合金与 301 不锈钢进行激光焊接, 该方法有效地抑制了 Ni、Ti 和 Fe 等元素混合形成金属间化合物, 从而显著提高了接头的力学性能。Panton 等^[12]

收稿日期: 2020-08-17; 修回日期: 2020-09-29; 录用日期: 2020-10-27

基金项目: 江苏省大学生创新创业训练项目(202010285031Z)、哈尔滨工业大学先进焊接与连接国家重点实验室开放课题基金(AWJ-21M02)

*E-mail: qiansun@suda.edu.cn

研究了峰值功率和激光束偏移量对 NiTi 合金-MP35N 激光焊接接头组织性能的影响,研究发现降低峰值功率可以使熔池元素的混合程度降低,从而导致焊缝内金属间化合物的减少,这有利于提高接头的力学性能,当激光束位于 MP35N 侧时,熔池内 Ti 含量的减少会减少焊缝内脆性金属间化合物的形成,这可以有效抑制裂纹的形成。从上述研究结果可以看到,焊缝合金化和控制焊接工艺参数均可以解决镍钛合金异种激光焊接接头性能下降的问题。

目前,关于镍钛与铜激光焊接的研究结果非常有限。前已述及,焊缝内脆性金属间化合物的形成成为镍钛合金与铜异种激光焊接接头性能下降的主要原因之一。Zeng 等^[23]研究了激光功率对镍钛合金丝和铜箔激光异种焊接接头的显微组织和性能的影响,发现随着激光功率的提高,镍钛合金与铜在激光作用下元素的混合程度逐渐提高,但焊缝内仍有大量的镍钛金属间化合物,导致接头性能下降;当采用合适的激光功率时,焊缝中析出了脆性更低的铜基金属间化合物,且铜含量接近于 Ni-Ti-Cu 形状记忆合金中的标准成分,较镍钛金属间化合物的脆性和硬度都有所降低。此外,关于镍钛合金与铜的激光搭接焊研究,焊缝内铜含量的增加以及镍钛元

素的有效混合可以减少富钛有害金属间化合物的形成,从而提高了接头的疲劳性能^[24]。

镍钛合金与铜的异种激光连接具有可行性,并为电热驱动器的制备提供材料基础。因此,本文以镍钛合金和铜丝作为研究对象,通过改变激光的入射位置来改变激光的偏移量,用来研究镍钛合金与铜异种激光焊接接头的显微组织及性能的变化规律。

2 试验材料与方法

试验材料是由直径为 400 μm 的 NiTi 合金丝 (Ni 原子数分数为 50.2%) 与原子数分数为 99.9% 的 Cu 丝组成,其物理性能如表 1 所示。焊接前,利用丙酮、乙醇和去离子水对焊丝表面进行清洗以去除表面油污。烘干后利用 Miyachi Unitek 生产的型号为 LW50A 的脉冲 Nd:YAG 激光器对 NiTi 合金丝与 Cu 丝进行单脉冲激光焊接,激光波长为 1.064 μm ,具体焊接参数及示意图如表 2 所示,其中保护气为纯氩气。以镍钛/铜丝的接触面为中心位置,设计激光束分别位于 NiTi 距离中心线为 100 μm (NiTi 100)、NiTi 距离中心线为 50 μm (NiTi 50)、中心线 (0)、Cu 距离中心线为 50 μm (Cu 50) 及 Cu 距离中心线为 100 μm (Cu 100)。

表 1 镍钛合金和铜的物理性质

Table 1 Physical properties of NiTi alloys and copper

Material	Melting point / $^{\circ}\text{C}$	Thermal conductivity / ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)	Absorption rate of 1 μm laser /%
NiTi	1310	18	~35
Cu	1083	391	3

表 2 激光焊接的工艺参数

Table 2 Process parameters of laser welding

Type	Distance from center line / μm	Pulse duration /ms	Laser power /kW	Diagram
NiTi 100	100	8	0.9	
NiTi 50	50	8	0.9	
0	0	8	0.9	
Cu 50	50	8	0.9	
Cu 50	50	8	0.9	
Cu 100	100	8	0.9	

将镍钛/铜异种激光焊接接头的横截面镶嵌在环氧树脂中,先使用 1200 号砂纸对其进行打磨,然后依次使用粒度分别为 2.5, 1.0, 0.5 μm 的金刚石研磨膏对打磨后的接头进行抛光。随后用 Kroll 试剂 ($\text{HNO}_3 : \text{HF} : \text{H}_2\text{O} = 2.5 : 1 : 96.5$) 腐蚀 1 min, 最

后迅速使用乙醇对接头进行冲洗并用吹风机吹干。采用 Olympus BX51M 型号的光学显微镜 (OM) 和 SU5000 型号的场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察焊接接头的宏观形貌和显微组织,利用牛津 EDX X-Max20 型号的能谱仪 (EDX) 分析焊接接头的元素成

分;利用 Clemex CMT 型号的全自动显微维氏硬度计测量硬度,载荷为 50 g,间隔为 50 μm ,保载时间为 10 s;利用 Instron 5548 型号的微型测试仪对焊接样品进行拉伸测试,样品标距为 12 mm,应变速率为 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$,拉伸试样尺寸如图 1 所示。

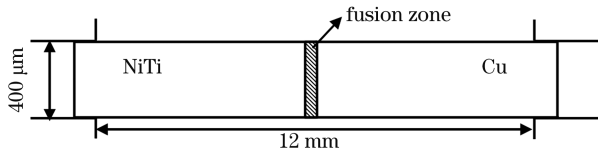


图 1 拉伸测试试样的尺寸

Fig. 1 Dimensions of tensile test specimen

3 结果与分析

3.1 焊接接头形貌

不同的激光束偏移量下,镍钛合金及铜丝的连接

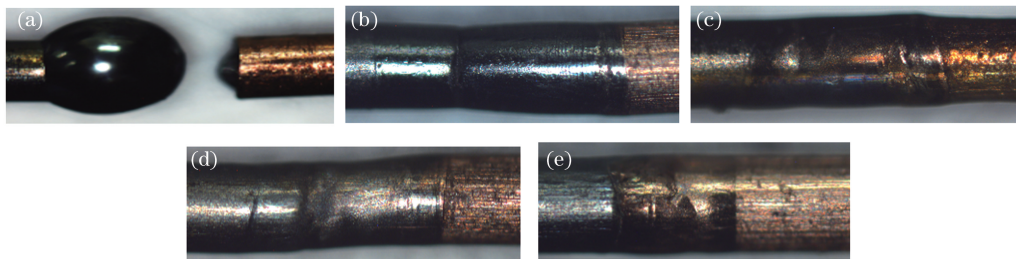


图 2 焊接接头在不同激光偏移量下的宏观形貌。(a) NiTi 100;(b) NiTi 50;(c) 中心线;(d) Cu 50;(e) Cu 100

Fig. 2 Macroscopic morphologies of welded joints at different laser offsets. (a) NiTi 100; (b) NiTi 50; (c) centerline; (d) Cu 50; (e) Cu 100

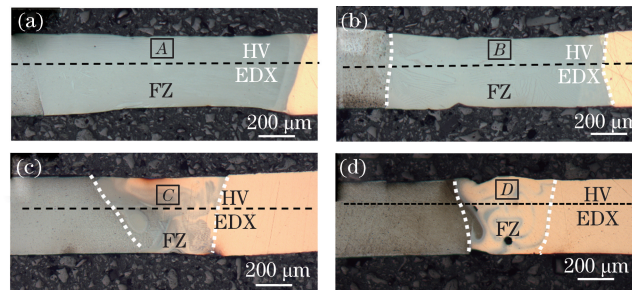


图 3 激光焊缝在不同激光偏移量下的横截面形貌。(a) NiTi 50;(b) 中心线;(c) Cu 50;(d) Cu 100

Fig. 3 Cross-section morphologies of laser welds at different laser offsets. (a) NiTi 50; (b) centerline; (c) Cu 50; (d) Cu 100

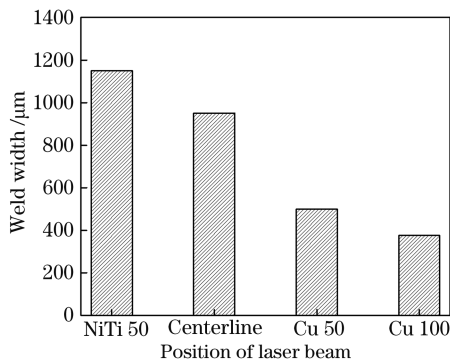


图 4 焊缝在不同激光偏移量的尺寸

Fig. 4 Weld dimensions at different laser offsets

接形貌如图 2 所示。从图 2 可以看到,当激光束由镍钛侧 50 μm 偏移至铜一侧 100 μm 时,镍钛合金和铜丝在激光作用下可有效连接形成焊接接头;当激光束的位置位于镍钛侧 100 μm 时,两种被焊材料并未形成有效连接,且镍钛合金在激光辐射后呈球状,如图 2(a) 所示。不同的激光束偏移量下,镍钛/铜激光焊接接头的横截面宏观形貌如图 3 所示,其中 FZ 为焊缝,A、B、C 和 D 分别为不同偏移量条件下焊缝内典型区域,HV 为维氏硬度。从图 3 可以看到,当激光束的偏移量由镍钛一侧向铜丝一侧逐渐改变时,焊缝宽度逐渐减小,从 1180 μm 减小至 380 μm ,如图 4 所示。此外,当激光束位于铜丝一侧时,焊缝出现明显的不规则形状,如图 2(c) 和图 2(d) 所示。

由表 2 可知,铜对激光的吸收率仅约为镍钛合金的 1/10,且热导率为镍钛合金的 20 倍之余。因此,在激光焊接的过程中,NiTi 合金可吸收大量的能量并使之熔化。由于铜具有高的传导率和低的激光吸收率,所以在激光作用下很难熔化。然而,熔化的镍钛合金所吸收的能量可通过热传导作用传递给相邻的铜丝,这会导致铜丝熔化并与镍钛形成焊接熔池,冷却后形成焊缝。尽管如此,当激光束位于镍钛一侧 100 μm 时,由于激光光斑的绝大多数都作用在镍钛表面,使其在吸收大量能量后熔化,而铜丝

来不及经历镍钛合金的热传导过程,最终导致两者并未形成有效连接。当激光束的入射位置逐渐向铜丝一侧偏移时,在激光作用下的镍钛合金的熔化比例逐渐降低,导致其所吸收的总能量减少;由于铜丝熔化的能量主要依靠镍钛合金的热传导作用,因此铜丝熔化的增量明显小于镍钛合金熔化的减量,最终导致焊缝的尺寸逐渐减小。尽管如此,有研究结果表明,熔融状态下的铜丝对激光的吸收率较常温显著提高^[25-27]。当激光束位于铜一侧 100 μm 时,尽管镍钛合金的熔化比例降至最低,但因铜丝自身所吸收的能量增加,仍可实现有效连接并形成焊缝。

综上所述,当激光束的位置由镍钛一侧向铜一侧偏移时,在激光作用下镍钛合金的熔化比例逐渐降低,且铜丝的增量小于镍钛合金的减量,从而导致焊缝的尺寸逐渐减小。但由于高温下铜丝所吸收的激光能量高于常温状态,因此当激光束位于 Cu 100 处时,仍可保证两种材料形成有效连接。

由于激光束的入射位置偏向镍钛侧 100 μm ,此

时镍钛合金与铜丝尚未形成有效连接,因此在后续两节的研究中不将此状态作为分析对象。

3.2 显微组织及元素分布

图 5 为不同的激光束偏移量下焊缝中典型区域的显微组织分布(图 3 中 A、B、C 和 D 区域),图 6 为沿焊缝横截面中心处的 EDX 元素分布情况。结合图 5 和图 6 可以看到,当激光束位于镍钛侧 50 μm 和中心位置时,焊缝的元素分布十分均匀,且其显微组织都为树枝状凝固组织;相比之下,当激光束由镍钛侧 50 μm 改变至中心位置时,焊缝内的 Ni 和 Ti 含量逐渐减少,且 Cu 含量逐渐增加;两种条件下焊缝内三种元素的含量分别为原子数分数为 39% 的 Ni、原子数分数为 39% 的 Ti 和原子数分数为 22% 的 Cu 以及原子数分数为 34% 的 Ni、原子数分数为 34% 的 Ti 和原子数分数为 32% 的 Cu。根据 Ni-Ti-Cu 三元相图,上述两种组织可能是 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物^[28-30]。随着激光束逐渐向铜一侧偏移,焊缝内的元素分布十分不均匀,如图 6(c)和图 6(d)所示。

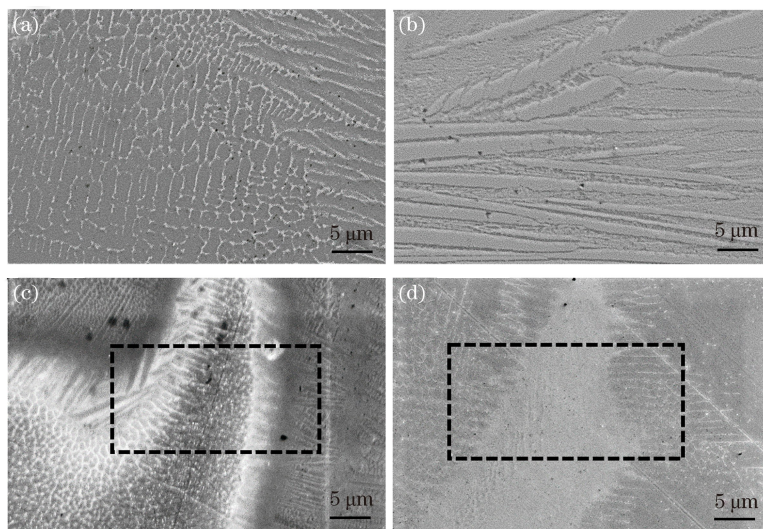


图 5 焊缝在不同激光偏移量下的典型显微组织。(a) NiTi 50 [图 2(a)的 A 区];(b)中心线[图 2(b)的 B 区];(c) Cu 50 [图 2(c)的 C 区];(d) Cu 100 [图 2(d)的 D 区]

Fig. 5 Typical microstructure of welds at different laser offsets. (a) NiTi 50 [A-region of Fig. 2 (a)]; (b) centerline [B-region of Fig. 2(b)]; (c) Cu 50 [C-region of Fig. 2(c)]; (d) Cu 100 [D-region of Fig. 2(d)]

当激光束位于铜侧 50 μm 时,焊缝内出现典型的富 Ni/Ti 区、富 Cu 区以及三种元素共存的区域。焊缝内 C 区域的显微组织如图 5(c)所示,虚线框内的元素分布如图 6(c)虚线框所示。结合图 5(c)和图 6(c)可以看到,C 区域不再是均匀的树枝晶结构,而是由多种不同的显微组织组成。从左到右依次为树枝晶、胞状晶和模糊组织;此外,Ni 和 Ti 元素的含量逐渐增加,Cu 含量逐渐减少。根据元素分布结果可进一步推测,树枝状及胞状晶结构可能为

$\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物,而模糊组织中几乎由 Ni 和 Ti 两种元素组成,可推测为 NiTi 金属间化合物。当激光束位于铜侧 100 μm 时,焊缝内的 Ni 和 Ti 含量降至最低,多数为富 Cu 区域以及少量的三元元素共存区域。图 5(d)为 D 区域的显微组织。从图 5(d)可以看到,该处组织多为胞状晶和层状结构。图 6(d)虚线处为该区域的元素分布情况。从图 6(d)可以看到,层状组织可能为 Ni-Ti、Cu-Ti 及 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物的混合组织,而两侧则为

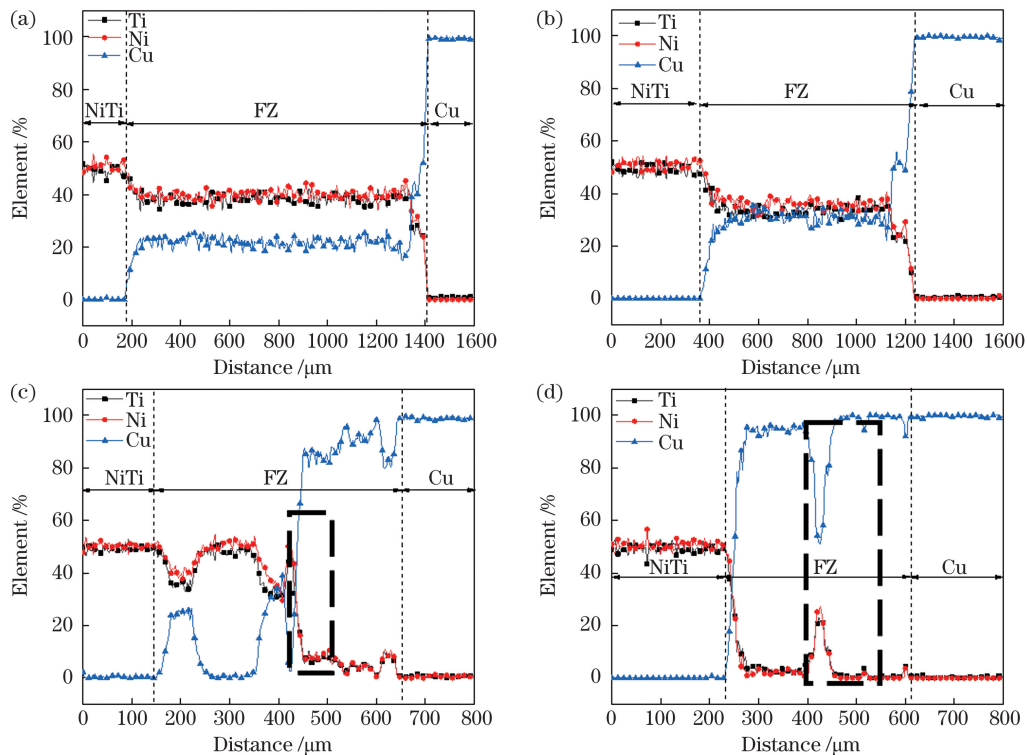


图 6 不同偏移量下焊缝的元素分布曲线。(a) NiTi 50; (b) 中心线; (c) Cu 50; (d) Cu 100

Fig. 6 Element distribution curves of welds at different offsets. (a) NiTi 50; (b) centerline; (c) Cu 50; (d) Cu 100

铜的固溶体^[28-30]。

结合图 3、图 5 和图 6 可以看到,当激光束由镍钛侧向铜一侧转移时,焊缝中的 Ni 和 Ti 含量逐渐减少,而 Cu 含量逐渐增加,且显微组织也由树枝状凝固组织转变为多种组织的混合形态,原因在于当激光束位于镍钛侧和中心位置时,有较高比例的镍钛合金丝在激光作用下熔化且成为熔池的主要组成部分之一,所吸收的激光能量也可通过热传导的作用将临近的铜丝熔化,两者在激光作用下均匀混合,冷却后可得到均匀的显微组织;然而,当激光束偏向铜一侧时,仅有少量的 NiTi 合金丝熔化且熔池内大多数为液态铜。前已述及,铜具有较高的热传导率和激光反射率,使得熔池具有极高的冷却速度。此时,在熔池边缘处已熔化的 NiTi 合金^[31]在强对流的作用下进入焊接熔池中,因温度过低而导致其不能与周围的液态铜充分混合便迅速凝固,则焊缝内出现局部的富 Ni-Ti 和富铜的偏析区域,且 Cu 含量随着激光束向铜一侧偏移量的增加而逐渐增加。

3.3 硬度及拉伸性能

图 7 为不同的激光束偏移量焊接接头的硬度分布曲线。从图 7 可以看到,随着激光束由镍钛侧向铜一侧改变时,焊缝的平均硬度值逐渐减小;当激光束位于镍钛侧 50 μm 时,焊缝的硬度分布均匀,且平均硬度值约为 520 HV,明显高于 NiTi 母材;当

激光束位于中心线时,尽管焊缝内的硬度曲线走势依旧保持平缓趋势,但平均值较 NiTi 50 的接头降低,约为 340 HV,略高于 NiTi 母材;当激光束偏移至铜侧 50 μm 时,焊缝内的硬度分布十分不均匀,局部可达 480 HV,最低仅为 190 HV;当激光束偏移至 Cu 100 时,焊缝的硬度值最低,均值在 100 HV 左右,但局部区域仍出现 320 HV 左右的硬度值。

结合图 6 和图 7 可以看到,当激光束位于镍钛侧和中心位置时,焊缝内的元素含量分布均匀,使得硬度分布呈现均匀的状态。尽管两种条件下焊缝的显微组织都是由 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物组成,但由于前者含有较高的 Ni 和 Ti 含量,从而具有较高的平均硬度值。同理,对比图 6(c)和图 7(c)可以看到,焊缝中的元素分布不均匀,根据其元素含量可推测其组成为 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 和 Cu-Ti 金属间化合物的混合组织区域、Ni-Ti 金属间化合物区域以及铜的固溶体区域。由于 Ni-Ti 金属间化合物比 Cu-Ti 金属间化合物具有较高的硬度值,因此具有最高的局部硬度,铜的固溶体区域具有最低的局部硬度值。对于 Cu 100 接头而言,焊缝中主要由 Cu 和少量的 NiTi 组成,结合图 6(d)和图 7(d)可以看到,焊缝中主要由铜的固溶体组成,因此具有较低的硬度值;而含有原子数分数为 30% Ni 的 Ni-Ti 区域则出现局

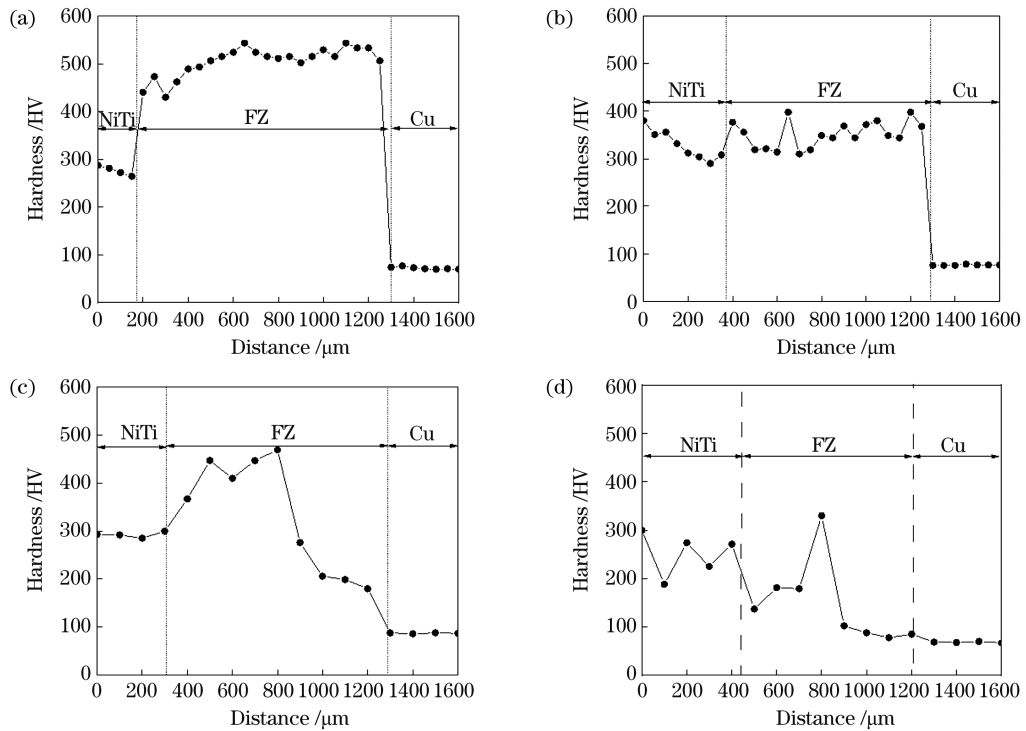


图 7 焊缝在不同偏移量下的硬度分布曲线。(a) NiTi 50; (b) 中心线; (c) Cu 50; (d) Cu 100

Fig. 7 Hardness distribution curves of welds at different offset. (a) NiTi 50; (b) centerline; (c) Cu 50; (d) Cu 100

部高硬度,但由于 Ni 和 Ti 元素的含量低,最高硬度也仅约为 320 HV。

表 3 为不同试样的拉伸性能。从表 3 可以看到,当激光束由镍钛侧 50 μm 改变为铜侧 50 μm 时,所对应的异种激光焊接接头的抗拉强度都接近于铜母材,且在铜的母材处发生断裂;当激光束位于 Cu 100 时,断裂则在焊缝处发生,且抗拉强度仅为 176 MPa。原因在于铜较镍钛合金具有极低的抗拉强度,尽管焊缝具有较高的硬度值,但较软的铜母材在拉伸过程中也会优先发生断裂,从而导致整个接头的强度降低。结合图 3(d) 可以看到,当激光束偏向铜一侧 100 μm 时,焊缝内部有明显的孔隙存在。图 8 为 Cu 100 激光焊接接头的拉伸断口形貌。从图 8 可以看到,焊缝内存在的孔隙极易成为拉伸过

程中的薄弱环节,导致断裂在此处发生,使得接头的强度明显低于铜母材。

表 3 不同试样的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of different samples

Sample	Tensile strength /MPa	Elongation / %	Fracture location
NiTi base metal	1258	21.9	NiTi base metal
Cu base metal	244	47.8	Cu base metal
NiTi 50	217	11.8	Cu base metal
0	234	12.2	Cu base metal
Cu 50	230	12.1	Cu base metal
Cu 100	176	6.5	Fusion zone

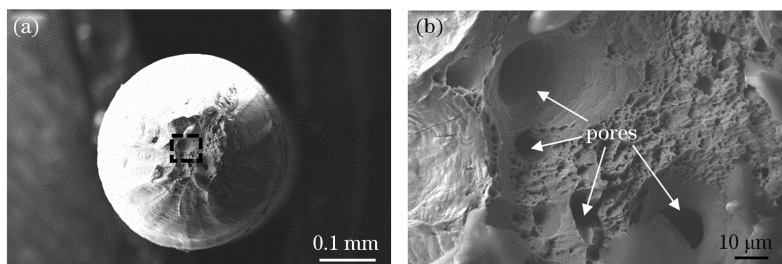


图 8 Cu 100 焊接接头的断口形貌。(a) 断口形貌; (b) 图(a)的局部区域放大

Fig. 8 Fracture morphology of Cu 100 welded joint. (a) Fracture morphology; (b) enlargement of local areas of

Fig. (a)

4 结 论

当激光束由镍钛向铜一侧改变时,熔池中镍钛合金的融化比例逐渐减小,且熔池中镍钛合金的减少量大于铜的增加量,为此导致焊缝尺寸逐渐减小;当激光束偏移至铜一侧时,铜含量的增加使熔池具有极快的冷却速度而快速凝固,为此导致熔池中的液态铜与液态镍钛不能充分混合并形成元素偏析。

当激光束位于镍钛侧 $50\ \mu\text{m}$ 和中心线时,焊缝内的显微组织分布均匀,均由树枝状凝固组织组成,且为 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物;当激光束偏移至铜一侧 $50\ \mu\text{m}$ 和 $100\ \mu\text{m}$ 时,焊缝的显微组织分布不均匀,由树枝晶、胞状晶和层状组织组成,且为 Ni-Ti 金属间化合物、 Cu-Ti 金属间化合物、 $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ 金属间化合物及铜的固溶体的混合组织。

当激光束由镍钛向铜一侧改变时,焊缝的平均硬度值逐渐降低。当激光束偏移至镍钛侧 $50\ \mu\text{m}$ 和中心线时,焊缝内硬度分布均匀,且平均硬度分别约为 $520\ \text{HV}$ 和 $340\ \text{HV}$;当激光束偏移至铜一侧 $50\ \mu\text{m}$ 和 $100\ \mu\text{m}$ 时,焊缝内硬度极为不均匀,且均在富 Ni-Ti 区域出现局部较高的硬度值。

当激光束由镍钛侧 $50\ \mu\text{m}$ 改变至铜侧 $50\ \mu\text{m}$ 时,镍钛/铜异种焊接接头的强度接近铜母材,主要由较软的铜母材在拉伸过程中优先失效所致;当激光束偏移至铜一侧 $100\ \mu\text{m}$ 时,焊缝内微裂纹的存在会导致拉伸断裂在此处发生,且强度较铜母材相比显著下降。

参 考 文 献

- [1] Elahinia M H, Hashemi M, Tabesh M, et al. Manufacturing and processing of NiTi implants: a review[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57(5): 911-946.
- [2] Hartl D J, Lagoudas D C. Thermomechanical characterization of shape memory alloy materials[M] // Lagoudas D C. Shape memory alloys. Boston, MA: Springer, 2008: 53-119.
- [3] Otsuka K, Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys[J]. Progress in Materials Science, 2005, 50(5): 511-678.
- [4] Wang H Y, Li Q, Song G, et al. Laser-arc hybrid welding of titanium alloy and stainless steel with copper interlayer [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(5): 0503002.
王红阳, 李权, 宋刚, 等. 基于铜合金中间层的钛合金与不锈钢激光-电弧复合热源焊接研究[J]. 中国激光, 2016, 43(5): 0503002.
- [5] Mehrpouya M, Gisario A, Elahinia M. Laser welding of NiTi shape memory alloy: a review[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2018, 31: 162-186.
- [6] Gu X Y, Zhu K X, Sui C L, et al. Control of microstructure and property of pulse laser welded joint of magnesium/titanium alloy [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 0102005.
谷晓燕, 朱开轩, 隋成龙, 等. 镁合金/钛合金脉冲激光焊接头的组织、性能调控[J]. 中国激光, 2020, 47(1): 0102005.
- [7] Oliveira J P, Miranda R M, Braz Fernandes F M. Welding and joining of NiTi shape memory alloys: a review[J]. Progress in Materials Science, 2017, 88: 412-466.
- [8] Biro E, Weckman D C, Zhou Y. Pulsed Nd : YAG laser welding of copper using oxygenated assist gases [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(7): 2019-2030.
- [9] Chen S H, Huang J H, Xia J, et al. Influence of processing parameters on the characteristics of stainless steel/copper laser welding [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 222: 43-51.
- [10] Fu J, Huang J, Yao C W, et al. Laser butt welding for copper-steel joint[J]. Chinese Journal of Lasers, 2009, 36(5): 1256-1260.
付俊, 黄坚, 姚成武, 等. 铜钢激光对接焊研究[J]. 中国激光, 2009, 36(5): 1256-1260.
- [11] Pouquet J, Miranda R M, Quintino L, et al. Dissimilar laser welding of NiTi to stainless steel[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 61: 205-212.
- [12] Panton B, Pequegnat A, Zhou Y N. Dissimilar laser joining of NiTi SMA and MP35N wires [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(8): 3533-3544.
- [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] Zeng Z, Yang M, Oliveira J P, et al. Laser welding of NiTi shape memory alloy wires and tubes for multi-functional design applications [J]. Smart Materials and Structures, 2016, 25(8): 085001.
- [15] Engeberg E D, Dilibal S, Vatani M, et al. Anthropomorphic finger antagonistically actuated by SMA plates [J]. Bioinspiration & Biomimetics, 2015, 10(5): 056002.
- [16] Gugel H, Schuermann A, Theisen W. Laser welding of NiTi wires[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 481/482: 668-671.
- [17] Huan P C, Wang X N, Zhu T C, et al.

- Microstructure and properties of laser welded joints of 800 MPa hot rolled high strength steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102002.
环鹏程, 王晓南, 朱天才, 等. 800 MPa 级热轧高强度激光焊接接头的组织和力学性能[J]. 中国激光, 2019, 46(1): 0102002.
- [18] Otibar D, Rathmann C, Lygin K, et al. Analyzing laser-welded NiTi-NiTi-joints for actuator applications using design of experiments[J]. Journal of Mechanics Engineering and Automation, 2015, 5(2): 76-81.
- [19] Xu S, Yang L J, Xu S F, et al. Relation between plasma electrical signal oscillation and weld depth in laser deep penetration welding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(1): 0102006.
许赛, 杨立军, 徐书峰, 等. 激光深熔焊等离子体电信号振荡特征与焊缝熔深的特征关系[J]. 中国激光, 2020, 47(1): 0102006.
- [20] Zhang Y F, Wang L L, Gong J L. Numerical simulation of femtosecond laser multi-pulse ablation of Ni-Ti alloy[J]. Acta Photonica Sinica, 2016, 45(5): 0514002.
张彦斐, 王雷雷, 宫金良. 飞秒激光多脉冲烧蚀镍钛合金的数值模拟[J]. 光子学报, 2016, 45(5): 0514002.
- [21] Chatterjee S, Pandey A K, Mahapatra S S, et al. Microstructural variation at interface during Fiber laser joining of NiTi/Ti6Al4V and effect of mechanical strength [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 282: 116661.
- [22] Gao X L, Wang X Q, Liu J, et al. A novel laser welding method for the reliable joining of NiTi/301SS [J]. Materials Letters, 2020, 268: 127573.
- [23] Zeng Z, Panton B, Oliveira J P, et al. Dissimilar laser welding of NiTi shape memory alloy and copper [J]. Smart Materials and Structures, 2015, 24(12): 125036.
- [24] Zeng Z, Oliveira J P, Yang M, et al. Functional fatigue behavior of NiTi-Cu dissimilar laser welds[J]. Materials & Design, 2017, 114: 282-287.
- [25] Yao C W, Xu B S, Zhang X C, et al. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2009, 47(7/8): 807-814.
- [26] Chen S H, Huang J H, Xia J, et al. Microstructural characteristics of a stainless steel/copper dissimilar joint made by laser welding [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44(8): 3690-3696.
- [27] Ren N F, Lin K, Zhang Z Y, et al. Research on light absorption enhancement of copper by nanosecond laser[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(3): 0303004.
任乃飞, 林康, 张志研, 等. 利用纳秒激光提高铜表面吸光率的研究[J]. 中国激光, 2016, 43(3): 0303004.
- [28] Du H J, Fu Y Q. Deposition and characterization of $Ti_{1-x}(Ni, Cu)_x$ shape memory alloy thin films [J]. Surface and Coatings Technology, 2004, 176(2): 182-187.
- [29] Zhao D S, Yan J C, Wang C W, et al. Interfacial structure and mechanical properties of hot roll bonded joints between titanium alloy and stainless steel using copper interlayer [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2008, 13(8): 765-768.
- [30] Alkan S, Sehitoglu H. Plastic flow resistance of NiTiCu shape memory alloy-theory and experiments [J]. Acta Materialia, 2019, 163: 173-188.
- [31] Savage W F, Nippes E F, Szekeres E S. A study of weld interface phenomena in a low alloy steel [J]. Welding Journal, 1976, 55(s1): 260-268.

Effects of Laser Offset on Microstructure and Properties of NiTi/Copper Laser-Welded Joint

Gu Fan¹, Sun Qian^{1*}, Huangfu Yuanxiang¹, Chen Jingyu², Wang Xiaonan², Sun Lining¹

¹ School of Mechanical and Electrical Engineering, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215137, China;

² Shagang School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou, Jiangsu 215137, China

Abstract

Objective An intelligent material, NiTi shape memory alloy is widely used in mechatronics, aerospace, medical devices, and other fields due to its excellent properties, e. g., biocompatibility, corrosion resistance, shape memory effect, and super-elasticity. Successful adoption of NiTi depends on its intrinsic characteristics and applications bring about by connection with other materials. Copper has high thermal and electrical conductivity, ductility, and corrosion resistance, which plays an important role in electrical, pipeline engineering, aerospace, and other fields.

Recently, the dissimilar joining of NiTi/Cu to electrothermal actuator has become a concern in this field because dissimilar joint of NiTi/Cu cannot satisfy shape memory effect requirements and ensure the high electrical conductivity of components. Laser welding is particularly suited to dissimilar NiTi joining compared with other connection modes; however, the weld mechanical properties decrease significantly compared to those of the base metal due to the brittle Ni-Ti intermetallics in the weld; thus, requirements can not be satisfied. To solve this problem, studies have investigated dissimilar welding of NiTi alloys by adjusting the welding parameters. In this study, we take NiTi alloy and copper wire as research targets and study the microstructure variation rules and the properties of NiTi/Cu laser-welded joints by changing laser offsets, which provides potential guidance for the application of the dissimilar welding of NiTi alloys and copper.

Methods Laser welding of NiTi (Ni with an atomic number fraction of 50.2%) wire with 400- μm diameter and copper (Cu with an atomic number fraction of 99.9%) wire is performed using a pulsed laser. First, the wires are cleaned using acetone, ethanol, and deionized water to remove oil stains and contaminations prior to laser welding. Laser welding is conducted using a Miyachi Unitek LW50A pulsed Nd : YAG laser (peak power is 0.9 kW, laser wavelength is 1.064 μm). During welding, pure argon is used as a shielding gas. Various laser offsets are obtained using different laser beam positions: 100 μm on NiTi side, 50 μm on NiTi side, centerline, 50 μm on copper side, and 100 μm on copper side (Table 2). Cross sections of the welded joints are mounted in epoxy and grinded with sandpaper (up to number 1200) and then polished successively to 2.5, 1.0, and 0.5 μm using diamond sprays. This is followed by etching with Kroll reagent for 1 min. The microstructures are observed using an Olympus BX51M optical microscope and a Zeiss Ultra Plus field emission scanning electron microscope equipped with EDX to analyze the compositions. A Clemex CMT automated micro-Vickers hardness tester is used to make a series of 50-g indents across the fusion zone, 50 μm apart with a dwelling time of 10 s. The joints are using an Instron 5548 micro tester at a strain rate of $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Results and Discussions Laser offset is found to play a significant role in the microstructure due to the difference in mixing patterns and composition distributions. The results demonstrate that weld width decreased when moving the laser position from NiTi to Cu (Fig. 4), and the uniform distribution of the mixing pattern inside the weld zone changes to the local segregation [Figs. 6(a)–6(d)]. Welds with offsetting of 50 μm on the NiTi and centerline exhibited dendritic solidification microstructures, and welds with offsetting of 50 and 100 μm on Cu comprise a mixture of dendritic, cellular, and lamellar microstructures (Fig. 5). The hardness of the weld seam is reduced by with shifting the laser position from the NiTi side to the Cu side. When the laser offset is on the Cu side, local high hardness values appear in the NiTi-rich region [Figs. 6(e)–6(h)]. The 100- μm Cu offset joint fracture in the weld zone during tensile loading due to the cracks insight, and the strength decreased significantly compared to the Cu base metal (Fig. 7).

Conclusions The results demonstrate that the proportion of NiTi alloys in the molten pool decreases gradually, and the decrement of NiTi alloys is greater than the increment of Cu when moving the laser position from NiTi to Cu, which results in reduced weld width. When the laser offset is on the Cu side, the increase of copper makes the weld zone have a very fast cooling rate and solidify quickly, which leads to the liquid copper and liquid NiTi in the molten pool not being fully mixed and forming element segregation. The welds with the offsetting of 50 μm on the NiTi and centerline exhibit homogeneous dendritic solidification microstructures that are also $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ intermetallics. Welds with offsetting of 50 and 100 μm on Cu comprise a mixture of dendritic, cellular, and lamellar microstructures composed of NiTi intermetallics, CuTi intermetallics, $\text{Ni}_x\text{Ti}_y\text{Cu}_z$ intermetallics, and a copper solid solution. The hardness of the weld seam decreases by shifting the laser position from the NiTi side to the Cu side. When the laser offset is 50 μm on the NiTi side and the centerline, the hardness distribution in the weld zone is uniform, and average hardness is approximately 520 and 340 HV, respectively. When the laser offset is on Cu side, the hardness in the weld is very uneven, and local high hardness values appear in the NiTi-rich region. By changing the laser offset from 50 μm on the NiTi side to 50 μm on the Cu side, the NiTi/Cu dissimilar welded joint strength is close to that of the copper base metal, which is primarily due to preferential failure of the softer copper base metal in tension. The 100- μm Cu offset joint fractures in the weld zone during tensile loading due to the cracks insight, and the strength decreases significantly compared to Cu base metal.

Key words laser technique; materials; pulsed laser; laser position; dissimilar welding; NiTi alloy; microstructure

OCIS codes 160.3900; 140.3390; 180.5810; 350.3390