



超薄 NiTiNb 记忆合金激光焊焊缝成形及热影响区的组织和性能

陆巍巍¹, 陈玉华^{1,2}, 黄永德¹, 付强¹, 封小松³

- (1. 南昌航空大学 航空制造工程学院, 南昌 330063;
2. 哈尔滨工业大学 先进焊接与连接国家重点实验室, 哈尔滨 150001;
3. 上海航天设备制造总厂, 上海 200245)

摘要: 采用 Nd:YAG 脉冲激光器实现了 200 μm 厚热轧态 NiTiNb 形状记忆合金的激光焊接, 研究激光平均功率、激光脉宽和激光频率等主要工艺参数对焊接接头形貌的影响, 分析了焊缝热影响区显微组织、力学性能的变化规律。结果表明: 激光平均功率、激光脉宽和激光频率需要良好匹配才能获得较好性能的焊接接头。当激光平均功率为 16.8 W、激光脉宽为 4.5 ms、激光频率为 4.5 Hz 时, 焊缝的抗拉强度最高, 达到母材的 95%。随着激光平均功率、激光脉宽的增加, 焊缝热影响区的宽度先增加后减小。激光频率增加后, 热影响区晶粒变粗。当频率为 27 Hz 时, 在靠近热影响区的焊缝出现了一个粗大树枝晶区域。母材断口的韧窝大而深, 为典型的韧性断裂。焊缝断口的韧窝小而浅, 呈鱼卵形。热影响区的显微硬度高于母材的, 低于焊缝中心区域的。

关键词: NiTiNb 形状记忆合金; 激光技术; 激光焊接; 工艺参数; 热影响区

中图分类号: TG456.7

文献标志码: A

Laser weld forming of ultrathin NiTiNb shape memory alloy and microstructure and properties of heat-affected zone

LU Wei-wei¹, CHEN Yu-hua^{1,2}, HUANG Yong-de¹, FU Qiang¹, FENG Xiao-song³

- (1. School of Aviation Manufacturing Engineer, Nanchang Aviation University, Nanchang 330063, China;
2. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China;
3. Shanghai Spaceflight Manufacture (Group) Co., Ltd., Shanghai 200245, China)

Abstract: Nd:YAG laser was used to weld hot-rolled-state NiTiNb shape memory alloy with thickness of 200 μm . The effects of main process parameters including average power of laser, pulse width of laser and frequency of laser to the morphology of the welding joint were studied, then the transformation law about the microstructure of heat-affected zone and mechanical properties of the welding joint were analyzed. The results indicate that a perfect welding joint needs a good match of average power, pulse width and frequency of laser. The highest tensile strength of welding joint reaches 95% of that of the base material obtained when average power of laser is 16.8 W, pulse width of laser is 4.5 ms and frequency of laser is 4.5 Hz. With increasing the average power and pulse width of laser, the width of heat-affected zone first increases, then decreases. The grains in the heat-affected zone continue to coarsen with increasing the frequency of laser. A gross dendrites area arises in the welding joint near the heat-affected zone when the frequency of laser is 27 Hz. The dimples in the parent material fracture is large and deep, which is classic ductile fracture. The dimples in the welding joint fracture are small and shallow, which look like roes. The micro-hardness of heat-affected zone is higher than that of the base material but lower than that of the centre area of welding joint.

Key words: NiTiNb shape memory alloy; laser technique; laser welding; process parameters; heat affected zone

基金项目: 上海航天科技创新基金资助项目(SAST201209); 江西省科技支撑计划项目(20133BBE50021); 江西省高等学校科技落地计划项目(KJLD14055)

收稿日期: 2014-06-04; 修订日期: 2014-09-20

通信作者: 陈玉华, 教授, 博士; 电话: 0791-83863023; E-mail: ch.yu.hu@163.com

形状记忆合金由于具有超弹性和形状记忆性能而在工程应用方面具有独特的魅力。NiTi 基形状记忆合金自 1963 年发现以来,人们对其进行了大量的研究和开发,现已广泛应用于航空用管接头、各种驱动器和机器人等零部件中^[1]。NiTiNb 形状记忆合金中的 Nb 元素扩大了转变滞后范围,相关的零部件能够在室温下进行储存而变得更加方便^[2]。形状记忆合金现在已经被大量地应用于制作微机电系统中的精密运动控制器件、治疗心血管疾病的血管支架等^[3-4]。由于具有良好的生物兼容性和耐腐蚀性,形状记忆合金的应用范围将被进一步地拓宽^[5]。随着加工零件的多样化和复杂化,研究其焊接性就显得十分紧迫。

蔡伟等^[6]研究了 NiTiNb 的氩弧焊接头,发现未退火的接头都断于熔合区,微观断口存在明显的解理台阶,为脆性断裂。退火后接头变为韧性断裂,且在韧窝内发现了(Ti,Nb)₂Ni 相。赵熹华等^[7]研究了 d 1.2 mm 的 NiTiNb 丝精密脉冲电阻对焊,发现合适的电流可以挤出粗化和脆化的金属,但是电流过大会使晶粒过分长大,以及端面金属流动的不均匀性有可能产生裂纹。密歇根州立大学的 GRUMMON 等^[8]根据 NiTiNb 的伪共晶反应提出了一种新的钎焊方法,不需要填充钎料便可以实现 NiTiNb 的较好连接。

CHAN 等^[9]研究 250 μm 厚的 NiTi 合金光纤激光焊,发现焊缝中心存在 3 μm 左右的树枝晶,焊缝主要由 B2 相和少量的 Ni₃Ti 组成。CHEN 等^[10]研究了 200 μm 厚的 NiTi 合金 YAG 激光焊,发现接头强度能到轧制母材的 97%,焊缝中心为细小的等轴晶,焊缝边缘为柱状晶组织。组织的变化会导致焊缝应力和应变的变化。FALVO 等^[11]发现 NiTi 合金激光焊接接头应变小于 5%时,焊接接头的应变回复影响是可以忽略的。FERNANDES 等^[12]通过原位 X 射线衍射观察了 NiTi 激光焊缝,研究发现母材为奥氏体,而焊缝热影响区为奥氏体和马氏体的混合组织。VIEIRA 等^[13]研究了 NiTi 合金激光焊接头的力学行为,发现熔合区的固溶退火和热影响区的再结晶与晶粒长大导致了硬度低于焊缝。由此可见,组织的变化对于形状记忆合金的力学性能和形状记忆性能的影响是很大的。激光焊由于能量密度大,热影响区小,是焊接形状记忆合金的理想方法。

由于 850 $^{\circ}\text{C}$ 热轧态的 NiTi 基体的晶粒发生择优取向,出现较强的织构^[14]。热轧板材经高于再结晶温度热处理后,应力诱发马氏体相变临界应力沿轧向最高,与轧向成 45 $^{\circ}$ 的临界应力最低,且沿横向拉伸断口表面出现很多微裂纹^[15]。在经历激光的热作用之后,储存的弹性能释放能够促进母材的回复、再结晶形核与

长大。热影响区组织和性能的变化决定着焊接接头的力学性能和伪弹性。对于 B2 结构的晶体要想具有较好的超弹性,其晶粒尺寸要求不大于 1 mm。因此研究 NiTiNb 焊接接头热影响区在不同的工艺参数作用下组织和性能的变化,对于 NiTiNb 的工程应用具有指导意义。

1 实验

本试验选用 300 μm 厚热轧态 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉(摩尔分数,%)箔片作为实验材料。先用线切割加工成 20 mm \times 25 mm 的焊接试样,再参照 JB/T7901-1999《金属材料实验室均匀腐蚀全浸试验方法》的要求,将焊接试样放入 $V(\text{HF}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1:3:5$ 的混合溶液中浸泡去除氧化膜,取出后用丙酮冲洗并吹干,试样厚度控制在(200 \pm 10) μm 。激光焊接设备是 Sisma 公司生产的 SL80 型 Nd:YAG 激光焊接系统,激光波长 1.06 μm ,激光平均功率为 80 W。焊接过程采用专用工装进行装夹,并用玻璃保护箱整体氩气保护。保护气体流量为 8 L/min。设定激光平均功率为 16.8 W、激光脉宽为 4.5 ms、激光频率为 4.5 Hz 为基本参数。改变其中一个参数时,其余参数不变。激光光斑直径为 d 0.2 mm,焦点位置为表面聚焦,焊接速度为 0.3 mm/s。接头形式为 I 形对接,焊缝垂直于轧制纤维方向。焊前将试样两端对齐并且用小能量激光点焊定位。拉伸标准参照 ASTM 2516-07^{e2}《Standard Test Method for Tension of Nickel-Titanium Superelastic Materials》,使用 INSTRON5540 型电子精密拉伸试验机进行拉伸试验,拉伸试验时室温为 20 $^{\circ}\text{C}$ 。每个焊接参数加工 3 个拉伸试样,取拉伸平均值。使用 401MVD 数字显微硬度计测量焊接接头热影响区的显微硬度。测试位置为焊缝上表面往下 100 μm 处的热影响区。加载载荷为 1.98 N,加载时间为 10 s。使用 MR5000 倒置显微镜观察金相组织,使用 Quanta 2000 型环境扫描电子显微镜进行显微组织观察,二次电子图像分辨率 3.0 nm。

2 结果与分析

2.1 焊接接头的横截面形貌

改变激光工艺参数将会改变焊缝的热输入,从而获得不同的组织形貌。不同工艺参数的焊缝横截面形貌如图 1 所示,焊缝的深宽比(Aspect ratio)如图 2 所示。

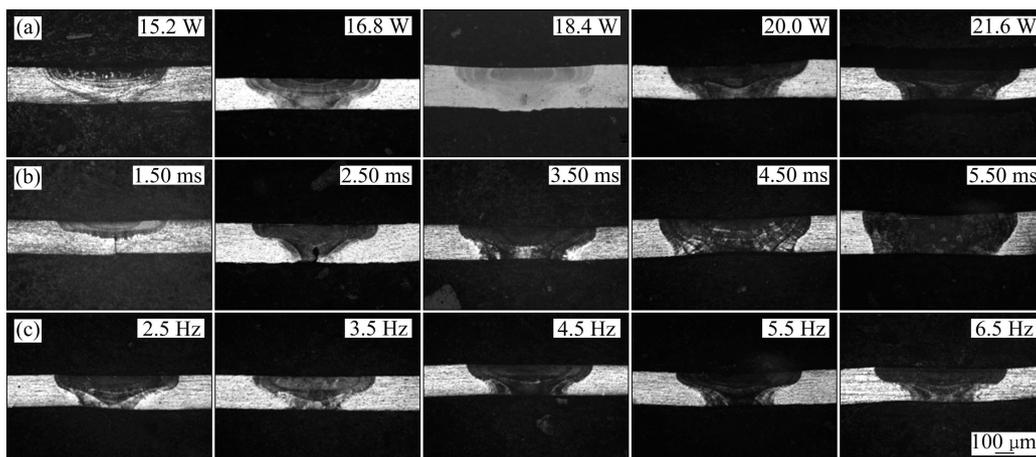


图1 不同参数时焊缝的横截面形貌

Fig. 1 Cross-section morphologies of welding at different parameters

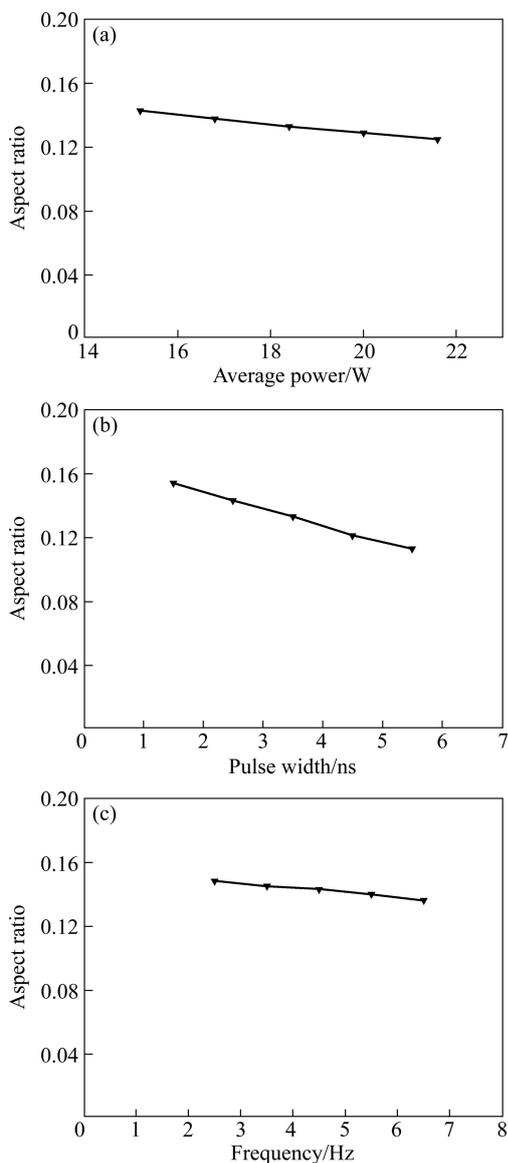


图2 不同参数时焊缝的深宽比

Fig. 2 Aspect ratio of welding at different parameters

从图 1(a)中可以看出, 焊缝上下表面都很平整, 无裂纹、气孔等缺陷。焊缝中可以看到由于激光脉冲作用形成的“菊花”状分层形貌。当激光功率为 15.2 W 时, 焊缝上部较宽, 下部较窄, 呈“楔形”。由于激光功率较小, 焊缝出现了未熔合的缺陷。未熔合缺陷相当于在焊缝底部预置了一条裂纹, 根部应力集中对焊缝的强度有很大的影响。当功率达到 16.8 W 时, 焊缝刚好完全熔合, 上下部由于热量的增加, 熔化的金属变多而都有所变宽。当功率增加到 18.4 W 时, 焊缝的上表面由于受到较大的热作用, 一部分金属蒸发而使得焊缝表面出现了微凹。当功率为 20 W 时, 焊缝下部变得较宽, 呈“酒杯”状。从图 2(a)中可以发现, 焊缝深宽比随着激光功率的增大而逐渐减小。深宽比增大会导致焊缝的力学性能降低。

不同脉宽条件下的焊缝横截面形貌如图 1(b)所示。由图 1(b)可看出, 当脉宽为 1.5 ms 时, 焊缝根部未焊透。当脉宽为 2.5 ms 时, 焊缝根部出现了未熔合缺陷。这是由于脉宽较小, 作用到焊缝根部的脉冲能量不够, 局部熔化的少量金属在表面张力的作用下向两边拉而造成的。当脉宽增加到 3.5 ms 时, 焊缝完全焊透, 并且无咬边、气孔和裂纹等缺陷。当脉宽为 4.5 ms 时, 焊缝上下表面宽度都增加, 并且在表面出现了少量由于金属蒸发而造成的凹陷。当脉宽为 5.5 ms 时, 焊缝宽度继续增加, 表面凹陷变深, 两边熔合线变陡。焊缝由“酒杯”形变为“楔形”。这是由于一方面脉宽增加, 输入焊缝的总能量也增加, 另一方面脉宽增加后匙孔会变大, 直接被底部材料吸收的激光能量增加而造成的。从图 2(b)可以看出, 脉宽增加后, 焊缝的深宽比迅速减小。可见脉宽对焊缝宽度的影响大于激光功率对宽度的影响。

改变激光频率将会改变相邻脉冲激光的搭接率。激光频率对焊缝横截面的影响如图 1(c)所示。当频率为 2.5 Hz 时, 焊缝完全焊透。上下表面平整, 成型良好。随着频率的增加, 焊缝表面为出现凹陷, 宽度有一定增加, 但是不明显。焊缝呈“酒杯”状的形貌没有随着激光频率的增加而发生明显变化。这是由于单脉冲能量不变, 频率的小范围变化对输入焊缝的总能量变化不大。从图 2(c)的曲线斜率可以看出, 焊缝的深宽比随着激光频率的增加变化不大。但是激光频率的变化会增加焊缝的搅动, 使焊缝成分更加均匀, 表面成型更加美观。

2.2 热影响区显微组织

在激光的热作用下, 母材金属迅速熔化。金属溶液中高熔点的 Nb 元素随着温度的降低其溶解度也降低。由于存在能量起伏和成分起伏, 单质 Nb 元素首先凝固并成为异质形核核心。由于激光焊热输入量小, 并且焊件只有 200 μm , 在较大的过冷度环境里, 晶粒迅速大量形核, 晶粒之间互相碰撞挤压, 抑制了晶粒的进一步长大, 在焊缝中心形成了超细小的等轴晶。而在热影响区附近, 由于热轧态的形状记忆合金具有明显的择优取向和较强的织构, 母材储存的弹性能的释放会促使较大区域的晶粒发生再结晶并长大, 对焊接接头的性能有较大影响。母材里面含有的 $(\text{Ti}, \text{Nb})_2\text{Ni}$ 相为一脆硬相, 在轧制时碎裂成小块弥散分布于基体中。在激光的热作用下熔化后, 会造成微观偏析。不同激光功率时焊接接头热影响区的显微组织如图 3 所示。所选图片为焊缝左侧中部位置。母材即 Base material, 以 BM 表示; 热影响区即 Heat-affected zone,

以 HAZ 表示, 焊缝即 Fusion zone, 以 FZ 表示。从图 3 中可以看出, 随着激光功率的增加, 焊缝的热影响区逐渐变宽。当激光功率为 15.2 W 时, 热影响区中的织构和第二相颗粒并未消失。当激光功率增加到 16.8 W 时, 热影响区的晶粒发生了明显的再结晶, 但是晶粒尺寸和焊缝晶粒尺寸接近, 为超细柱状晶。树枝状组织垂直于温度场的方向, 和热流方向平行。从图 3 中还可以看出, 焊缝金属在热影响区的母材基底上形核外延生长。部分熔合区很窄, 但该区域的晶粒比焊缝稍粗一些。热影响区中第二相颗粒数量减少。熔化的第二相在 NiTi 基底上形成了过饱和 Nb 带状形貌, 附近的晶粒在其附近优先形核并长大。带状 Nb 附近的晶粒成一定角度竞争生长。当功率增加到 18.4 W 时, 这种带状物更加明显。在热影响区可以看到很多亚晶结构。当功率增加到 20 W 时, 焊缝形貌变为“酒杯”形。焊缝下部的热影响区比焊缝上部的热影响区明显变大, 出现了一个小台阶。当功率增加到 21.6 W 时, 焊缝热影响区柱状晶区域减小, 可以发现虽然输入焊缝的总能量增加后, 焊缝的宽度变大, 但是热影响区处于固相线以下温度到室温的区间变窄, 温度梯度变大。台阶处的曲率半径比功率为 20 W 时减小。热影响区的部分织构消失, 但是第二相并未完全消失。

不同激光脉宽对焊缝热影响区组织的影响如图 4 所示。由图 4 可看出, 当激光脉宽为 1.5 ms 时, 热影响区宽度约为 10 μm 。熔合线与母材上表面之间的夹角约为 30°。当脉宽为 2.5 ms 时, 热影响区明显变宽, 熔合线与母材上表面的角度约 45°, 并且从上到下有逐渐变宽的趋势。热影响区出现了大量的再结晶晶粒。这些晶粒呈树枝状, 越靠近母材越粗大, 形成了一个

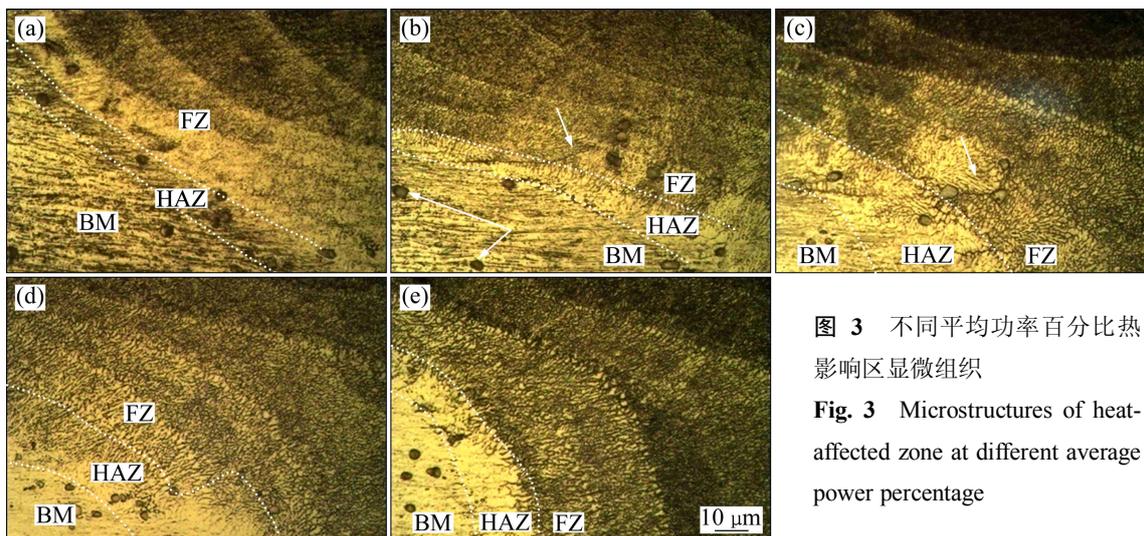


图 3 不同平均功率百分比热影响区显微组织

Fig. 3 Microstructures of heat-affected zone at different average power percentage

粗晶区。当脉宽为 3.5 ms 时, 热影响区里面存在一个较宽的织构消失区域。树枝晶长大的方向垂直于等温线。由于母材的热传导作用, 大量热量通过母材散失, 热影响区处于正的温度梯度环境, 树枝晶前沿按一定角度向母材长大。当脉宽为 4.5 ms 时, 焊缝和热影响区的树枝状组织比脉宽为 3.5 ms 更粗大。晶体在熔合线附近的母材基底上形核, 以外延生长的方式沿着等温线的法线方向向焊缝中心生长。由于激光器发出的是脉冲激光, 焊缝受到不连续的热作用, 在两段树枝晶之间形成了一个较大的榫杈。后一段枝晶在榫杈处分岔后竞争生长。热影响区同样发现了 $(Ti,Nb)_2Ni$ 颗粒。这种颗粒的大小, 形态和数量对热影响区的性能有很大影响。当激光脉宽变为 5.5 ms 时, 熔合线与母材表面的角度增大。热影响区的粗大树晶明显减少。这是因为增加脉宽之后, 输入焊缝的总能量增加, 处

于固相线下到室温的温度区间变窄, 热影响区的温度梯度变大造成的。

不同激光频率对焊缝热影响区显微组织的影响如图 5 所示。当频率为 2.5 Hz 时, 焊缝热影响区靠近熔合线即固相线温度处的母材发生了再结晶, 但是未出现明显粗化。远离熔合线的组织发生了回复, 母材的织构消失, 共晶 Nb 固溶于 NiTi 基体中形成过饱和固溶体。当频率为 3.5 Hz 时, 热影响区和 2.5 Hz 时变化不大。当频率为 4.5 Hz 时, 热影响区变宽。熔合线附近晶粒变得粗大。靠近熔合线的焊缝中间存在未完全熔化的 $(Ti,Nb)_2Ni$ 相。当频率为 5.5 Hz 时, 热影响区的柱状晶比频率为 4.5 Hz 时变粗边长。当频率为 6.5 Hz 时, 热影响区晶粒严重粗化。最粗的枝晶臂宽度约 $5\ \mu m$, 且在焊缝底部的 A 区域形成了一个粗大树枝晶区。从宏观截面看, 激光频率增加并未改变横截面的

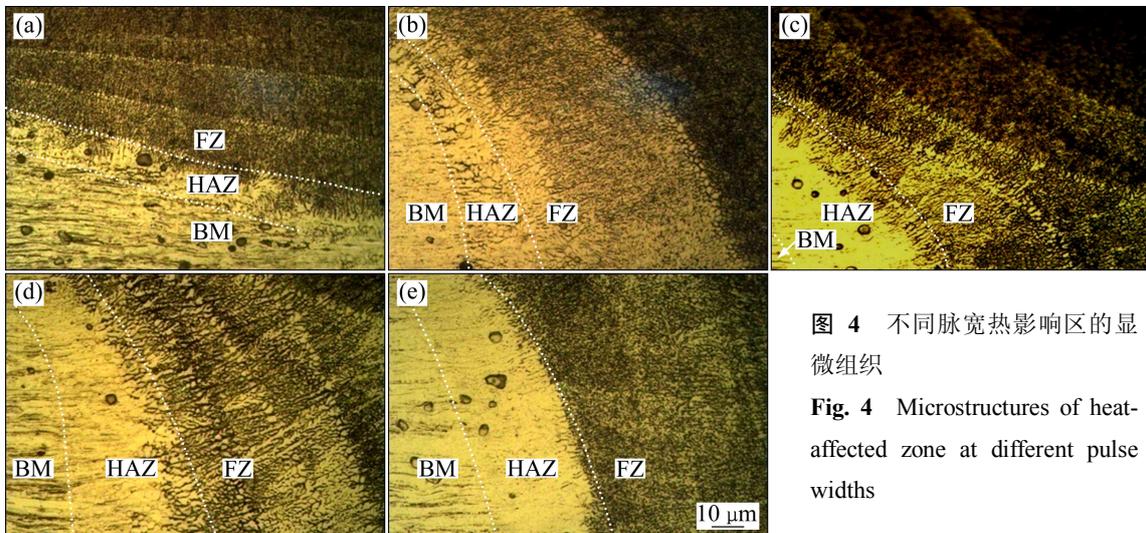


图 4 不同脉宽热影响区的显微组织
Fig. 4 Microstructures of heat-affected zone at different pulse widths

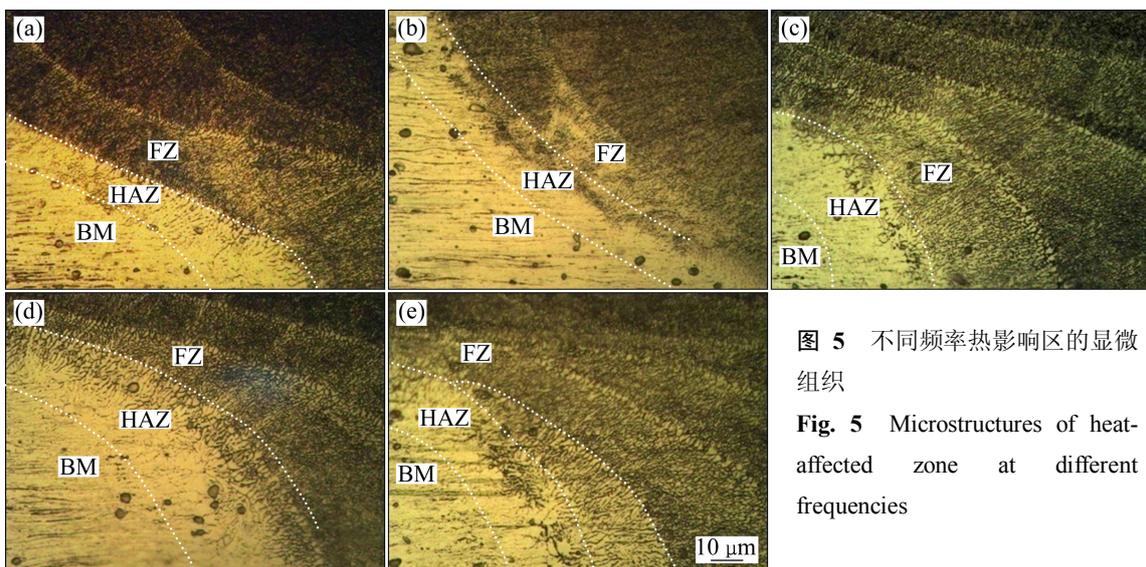


图 5 不同频率热影响区的显微组织
Fig. 5 Microstructures of heat-affected zone at different frequencies

“酒杯”状外形,那么这种粗晶区的形成可能是随着频率的增加,匙孔的开合次数增多,更多的激光束直接射入到熔池底部造成的。

当平均功率为 16.8 W,脉宽为 4.5 ms,频率为 4.5 Hz 时,焊接接头的抗拉强度最大。将该试样的热影响区进行扫描电镜和能谱分析。热影响区的形貌如图 6 所示。母材中存在平行于轧制方向的带状织构,这种织构在热影响区逐渐溶解入基体中。由于激光焊具有较大的过冷度,这些织构固溶于基体中形成过饱和的固溶体。熔合区晶粒以热影响区基体为形核基底,通过外延生长的模式长大,形成了较为细小的树枝晶。*E* 区域的树枝晶呈同一方向生长,*F* 区域的树枝晶从左往右逐渐变长,并且取向和 *E* 区域不同。可能是由于 *E* 区域导热和辐射散热条件比 *F* 区域好,较大的过冷使得树枝晶优先长大,同时抑制了 *F* 区域的树枝晶长大。在热影响区 *A* 处发现存在第二相颗粒,*A* 点的能谱如图 7 所示。第二相的成分为 Ti:58.39%、

Ni:36.18%、Nb:5.43%(摩尔分数)。这个颗粒 Ti 含量高于母材的平均成分。热影响区中第二相的数量少于母材,而在焊缝中第二相颗粒完全熔化消失。*B* 处的成分为 Ti:39.62%、Ni:35.89%、Nb:24.48%。这一白色带状织构 Nb 含量高于母材,在热影响区部分 Nb 固溶于 NiTi 基体中,导致热影响区晶格畸变,强度增加。*C* 处为焊缝中的富 Nb 相,*C* 处的成分为 Ti:46.96%、Ni:45.52%、Nb:7.52%。该区域中 Ti 和 Ni 摩尔比为 1.03:1,同时含有较高的 Nb,可能对焊缝的形状记忆性能有一定影响。*D* 处为焊缝中树枝晶区域,*D* 处的成分为 Ti:47.20%、Ni:47.83%、Nb:4.97%。*D* 区域的 Ti 和 Ni 的摩尔比为 1:1,从 NiTi- β Nb 的伪相图可以知道,焊缝中的树枝晶为 NiTi- β Nb 的伪共晶组织。母材中的 Nb 元素一部分固溶于 NiTi 基体中,一部分以过饱和的形式存在于晶界处。Nb 元素的分布、形态、含量对焊接接头的形状记忆性能、超弹性和力学性能有较大的影响。

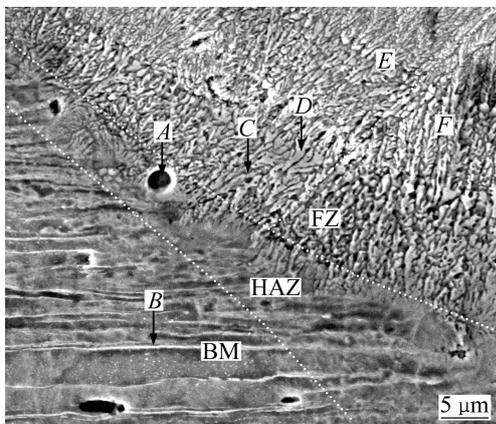


图 6 F4.5Hz 热影响区的 SEM 像

Fig. 6 SEM image of heat affected zone of F4.5 Hz

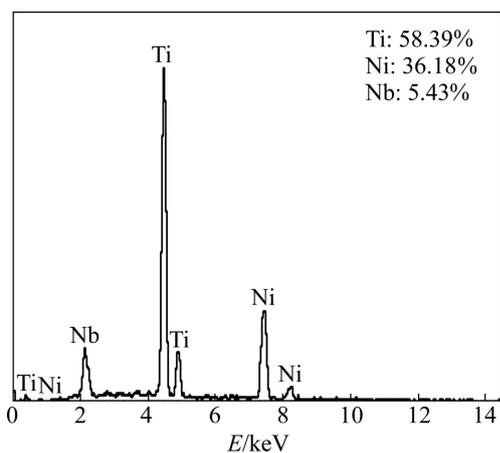


图 7 第二相(*A* 处)的 EDS 能谱

Fig. 7 EDS spectrum of second phase (Area *A*)

2.3 力学性能分析

图 8 所示为不同工艺参数时焊接接头的抗拉强度。从图 8(a)可以看出功率为 15.2 W 时抗拉强度最小。这是因为能量太小,焊缝存在未焊透缺陷。当激光功率为 16.8 W,脉宽为 4.5 ms,频率为 4.5 Hz 时,抗拉强度达到最大值 813 MPa,达到母材强度的 87%。功率继续增加,接头的抗拉强度趋于稳定。从焊接接头的光学显微组织照片可以发现,焊缝为细小的等轴晶。热影响区组织虽然在激光的热作用下有所变化,但仍然十分细小,对焊缝的强度影响不大。从拉伸断裂位置可以发现,焊缝都断于焊缝中间,而不是热影响区。从图 8(b)中可以看出,脉宽为 1.5 ms 和 2.5 ms 时,由于存在未焊透、未熔合缺陷,焊接接头强度都不高。当脉宽增加到 3.5 ms 时,焊缝完全焊透,强度为 850 MPa,当脉宽为 4.5 ms 时,强度为 880 MPa,达到母材强度的 95%。脉宽为 5.5 和 6.5 ms 时,焊缝宽度虽然增加,但是焊缝晶粒十分细小,根据霍尔-佩奇关系可以知道焊缝强度变化不大。从图 8(c)中可以发现,频率的变化对焊缝强度的影响不明显。

图 9 所示为母材与焊缝拉伸断口的 SEM 像。从母材拉伸断口的扫描电镜照片图 9(a)可以看出,母材断口的韧窝较大而深,属于典型的微孔聚集型韧性断裂。从图中并未发现韧窝中有硬质第二相的存在,那么这种微孔的形成可能是由于软态的 Nb 在受到应力

时首先撕成孔洞造成的。焊缝断口的韧窝为 $1\ \mu\text{m}$ 左右的圆形, 韧窝小而且浅, 呈“鱼卵”形, 说明焊缝的韧性一般。

焊接接头热影响区的显微硬度和热影响区的显微组织密切相关(见图 10)。由图 10(a)计算得到母材的平均硬度为 292HV, 热影响区的平均硬度为 351HV, 焊缝中心的平均硬度为 369HV, 热影响区的硬度位于母材硬度连线与焊缝中心硬度连线之间。随着激光功率的增加, 热影响区的硬度有增加的趋势。这是因为热

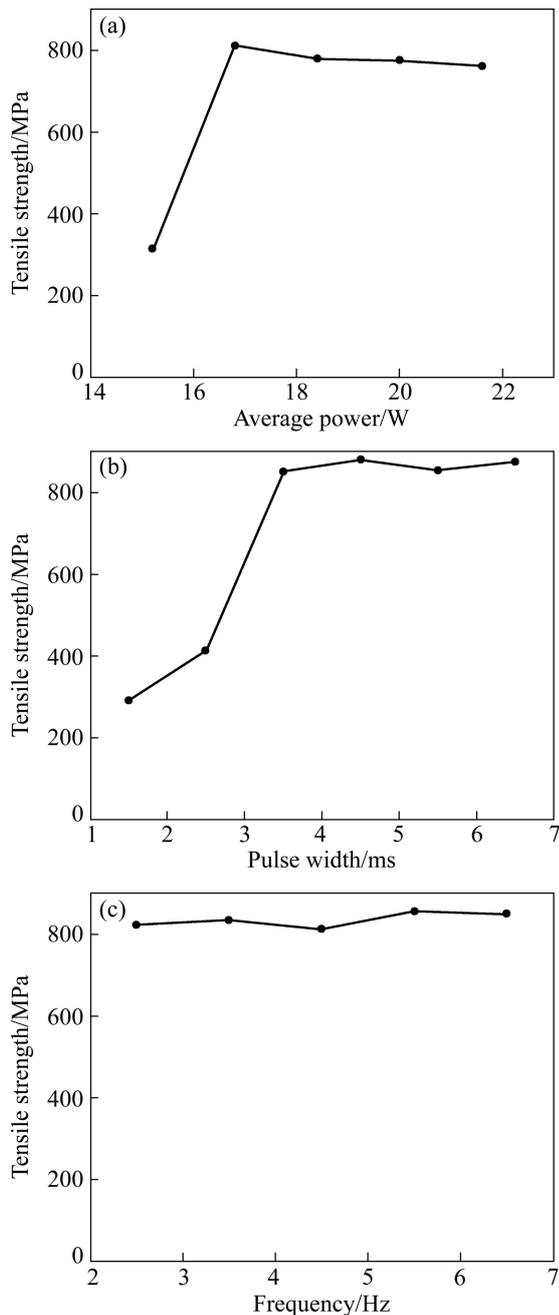


图 8 不同工艺参数下焊接接头的抗拉强度
Fig. 8 Tensile strength of welding joint at different parameters

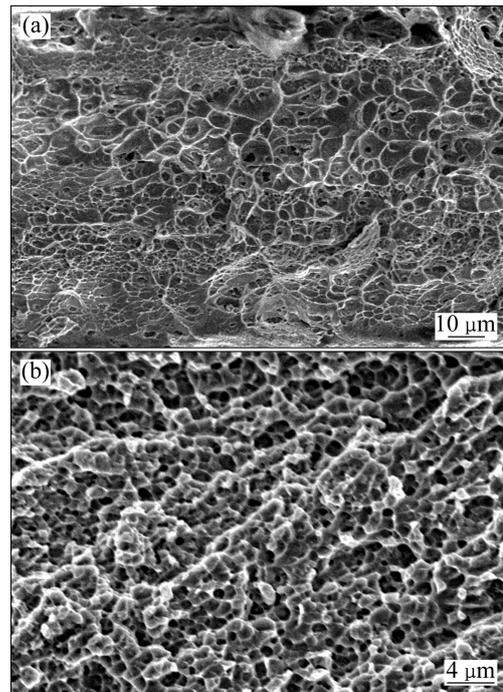


图 9 母材与焊缝拉伸断口的 SEM 像
Fig. 9 SEM images of tensile fracture of base material and welding joint

影响区的 Nb 元素固溶于 NiTi 基体中, 导致晶格畸变, 起到了固溶强化的效果。焊缝中由于形成了细小的等轴晶, 根据平均晶粒直径与强度的 Hall-Petch 关系, 可知焊缝中心的硬度会高于母材。另一方面, 未进行低温拉伸的母材室温时为奥氏体组织。焊缝区域由于存在残余应力, 会导致应力诱发马氏体现象, 焊接接头为奥氏体与马氏体的混合组织, 也会导致焊缝中心的硬度高于母材。从图 8(b)可以看出脉宽分别为 1.5、2.5 和 3.5 ms 时硬度分别为 323HV、302HV、303HV, 当脉宽增加到 4.5 和 5.5 ms 时, 硬度变为 342HV、346HV, 焊缝中心和热影响区的硬度都有增加。从图 8(c)可以发现频率为 4.5 Hz 时, 热影响区和焊缝中心的显微硬度最高, 分别为 340HV、355HV。而从拉伸曲线可以知道功率对焊缝强度的影响不大, 那么这种显微硬度的变化可能是热影响区存在的第二相粒子、显微组织的不均匀性以及残余应力导致相变等共同作用造成的。

3 结论

1) 激光平均功率和激光脉宽较小时, 焊缝出现未焊透和未熔合缺陷。激光脉宽增加后, 焊缝深宽比减

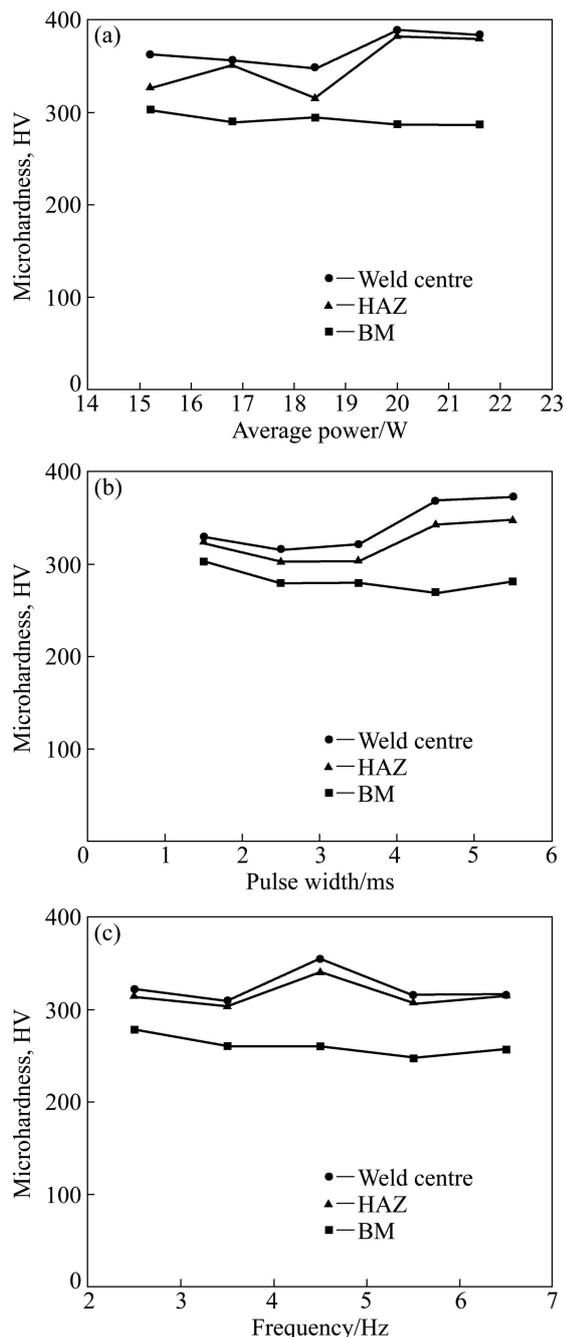


图 10 不同工艺参数时焊接接头的显微硬度

Fig. 10 Microhardness of welding joint at different parameters

小最快。激光频率增加后焊缝的宏观形貌变化不大。激光平均功率为 16.8 W, 激光脉宽为 4.5 ms, 激光频率为 4.5 Hz 时焊缝的抗拉强度最高, 达到母材的 95%。

2) 随着激光平均功率、激光脉宽的增加, 焊缝热影响区的宽度先增加后减小。激光频率增加后热影响区晶粒持续变粗。当频率为 27 Hz 时在靠近热影响区的焊缝出现了一个粗大树枝晶区域。热影响区织构部分消失, 带状 Nb 固溶于 NiTi 基体中形成过饱和固溶体。

3) 母材断口韧窝大而深, 为韧性断裂。焊缝断口韧窝小而浅, 呈鱼卵形。热影响区的显微硬度高于母材的显微硬度, 低于焊缝中心区域的显微硬度。激光功率、激光脉宽增加之后, 热影响区和焊缝中心显微硬度有增加的趋势, 而激光频率增加之后, 热影响区和焊缝中心显微硬度变化不是很明显。

REFERENCES

- [1] OTSUKA K, WAYMAN C M. Shape memory materials[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1999: 76.
- [2] HE X M, RONG L J, YAN D S, LI Y Y. TiNiNb wide hysteresis shape memory alloy with low niobium content[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 371(1): 193-197.
- [3] CHAN C W, CHAN S H J, MAN H C, JI P. Constitutive model for localized Lüders-like stress-induced martensitic transformation and super-elastic behaviors of laser-welded NiTi wires[J]. Computational Materials Science, 2012, 63: 197-206.
- [4] SUGAWARA T, HIROTA K, WATANABE M, MINETA T, MAKINO E, TOH S, SHIBATA T. Shape memory thin film actuator for holding a fine blood vessel[J]. Sensors and Actuators A: Physical, 2006(130): 461-467.
- [5] BANSIDDHI A, DUNAND D C. Shape-memory NiTi-Nb foams[J]. J Mater Res, 2009, 24(6): 2107-2117.
- [6] 吴 冶, 孟祥龙, 蔡 伟, 赵连城. Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金丝氩弧焊接头的显微组织和力学行为[J]. 材料科学与工艺, 2005, 13(3): 312-315.
WU Ye, MENG Xiang-long, CAI Wei, ZHAO Lian-cheng. Microstructure and mechanical behaviors of TiNiNb wide hysteresis shape memory alloy wire argon arc welding joint[J]. Materials Science and Technology, 2005, 13(3): 312-315.
- [7] 韩立军, 赵熹华, 赵 蕾, 张 甫. TiNiNb 形状记忆合金丝精密脉冲电阻对焊工艺分析[J]. 材料科学与工艺, 1999, 7(3): 76-79.
HAN Li-jun, ZHAO Xi-hua, ZHAO Lei, ZHANG Fu. Analysis of welding parameters of precise pulse resistance butt welding on TiNiNb shape memory alloys[J]. Materials Science and Technology, 1999, 7(3): 76-79.
- [8] GRUMMON D S, LOW K B, FOLTZ J, SHIBATA T, SHAW J A. A New method for brazing nitinol based on the quasi-binary TiNi-Nb system[C]. 48th AA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials Con. 2007
- [9] CHAN C W, MAN H C. Laser welding of thin foil nickel-titanium shape memory alloy[J]. Optics and Lasers in Engineering, 2011, 49(1): 121-126.
- [10] GONG W H, CHEN Y H, KE L M. Microstructure and

- properties of laser micro welded joint of TiNi shape memory alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2011, 21(9): 2044–2048.
- [11] FALVO A, FURGIUELE F M, MALETTA C. Laser welding of a NiTi alloy: Mechanical and shape memory behaviour[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 412(1): 235–240.
- [12] BRAZ FEMANDES F M, MAHESH K K, CRACIUNESCU C M, OLIVEIRA J P, SCHELL N, MIRANDA R M, QUINTINO L, AUINTINO L, OCANA J L. In Situ Structural Characterization of Laser Welded NiTi Shape Memory Alloys[C]//Materials Science Forum, 2013, 738: 338–343.
- [13] VIEIRA L A, FERNANDES F M, MIRANDA R M, SILVA R J C, QUINTINO L, CUESTA A, OCANA J L. Mechanical behaviour of Nd: YAG laser welded super elastic NiTi[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(16): 5560–5565.
- [14] 莫华强, 李 聪, 王丛林, 邱少宇, 祖小涛, 沈保罗, 封向东, 黄德诚. NiTiNb 形状记忆合金的组织研究[J]. 核动力工程, 2004, 24(6): 559–562.
- MO Hua-qiang, LI Cong, WANG Cong-lin, QIU Shao-yu, ZU Xiao-tao, SHEN Bao-luo, FENG Xiang-dong, HUANG De-cheng. Structural study of a NiTiNb shape memory alloy[J]. Nuclear Power Engineering, 2004, 24(6): 559–562.
- [15] 颜 莹, 金 伟, 周亭俊. 热轧 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 形状记忆合金板材的组织及其对拉伸和恢复性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(11): 2148–2153.
- YAN Ying, JIN Wei, ZHOU Ting-jun. Texture and its influence on tensile and recoverable properties of hot-rolled Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ shape memory alloy sheet[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(11): 2148–2153.

(编辑 李艳红)