

Nb 合金化对电弧增材制造 NiTi 基形状记忆合金的影响

许博, 王颖, 张萌, 杨振文, 王东坡

(天津大学, 天津市现代连接技术重点实验室, 天津, 300350)

摘要: NiTi 合金是一种应用广泛的形状记忆合金, 其中 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 成分的合金是一种可靠的航空管接头材料. 采用双丝电弧增材制造 (WAAM) 的方法制备了 $Ni_{52}Ti_{48}$ 合金, 并以 Nb 元素进行了原位合金化得到了 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 合金, 研究了其典型组织、压缩性能、相变温度与形状记忆效应, 分析了 Nb 元素的添加对 WAAM 镍钛合金组织及性能的影响. 结果表明, 加入 Nb 元素后, 合金的组织除 B2 相晶粒外, 还在晶界处有细小的 β -Nb 相析出, 使得合金的压缩强度在横向与纵向上分别增加了 7.9% 与 3.1%, 形状记忆回复率则下降了 4.0%, 相变温度滞后从 $-6.4\text{ }^\circ\text{C}$ 提升至 $40.9\text{ }^\circ\text{C}$, 使得该材料作为记忆合金管接头时更加利于储存与装配.

创新点: (1) 首次对 WAAM 镍钛合金进行了原位合金化.

(2) 采用双丝加箔片的工艺制备 $Ni_{47}Ti_{44}Nb_9$ 合金.

(3) 通过 Nb 元素的加入增加了合金的相变温度滞后.

关键词: 电弧增材制造; 镍钛合金; 原位合金化; 形状记忆效应

中图分类号: TG 146.2+3 **文献标识码:** A **doi:** 10.12073/j.hjxb.20210317003

0 序言

镍钛合金自 1951 年被美国海军工程实验室发现以来, 由于其较高的比强度, 较好的耐腐蚀性, 特殊的形状记忆效应以及良好的生物相容性, 而被广泛应用于航空航天、电子器件、医用植入物等领域, 具有广泛的应用价值^[1-5]. 例如 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 由美国波音公司应用于制造航空管接头, 并在 39 年的服役过程中无一例失效现象出现^[6]. 然而, 由于镍钛合金的高粘滞性导致切削性能较差, 常规减材制造方法加工困难, 而增材制造技术由于一次成形的特点, 成为了制备镍钛合金的较好选择^[7-8]. Halani 与 Taheri 等人^[9-10] 使用选取激光熔化的方法制备了镍钛合金, 测量了其不同工艺参数下镍钛试样的压缩性能与超弹性, 得到了具有一定超弹性响应与形状记忆效应的镍钛合金样品.

电弧丝材增材制造 (WAAM) 作为一种新兴的金属增材制造方法, 其优势是可以快速沉积大型构件, 与传统的减材制造方法相比, 则具有节省原材

料, 可制作复杂构件等优点^[11]. 而其缺点主要为热输入较大导致的晶粒粗大与组织与性能恶化的问题^[12]. 针对这些问题, 学者们提出了诸如原位合金化、施加双脉冲电流、进行激光协同、对增材试样进行固溶处理等方法^[13-17] 以优化 WAAM 试样的组织与性能, 其中常用的原位合金化方法有铺粉法与加覆箔片法等^[13-14].

学者们已经对 WAAM 镍钛合金进行了一些研究. Lu 等人^[18] 使用等离子弧沉积法制备了具有准超弹性与窄相变滞后的镍钛合金样品. Wang 等人^[19-20] 则使用双丝电弧增材制造的方法, 研究了沉积电流对 WAAM 镍钛合金的显微组织、晶粒大小与记忆效应的影响, 为 WAAM 制备镍钛合金的工艺参数选择提供了参考.

为了适应不同的使用条件, 对 NiTi 合金进行合金化以获得或强化某种特定性能是常用的方法, 如 Nb 元素可以在不改变镍钛合金基本特性的同时增加合金的相变滞后, 从而有利于构件的低温预加载及常温保存. Bewerse 等人^[21-26] 对铸态下的镍钛合金中加入 Nb 元素进行原位合金化进行了研究, 结果表明 Nb 元素可以在不改变或较小改变 NiTi 合金其它性能的基础上, 增加 NiTi 合金的相变滞后.

由于 WAAM 制备的 NiTi 合金仍存在晶粒粗大及其导致的力学性能较差等问题,文中使用 Nb 合金化的方法,在原有的双丝 WAAM 镍钛合金的基础上添加 Nb 元素堆积了 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 合金,并探究 Nb 合金化对其组织、力学性能相变滞后与形状记忆效应的影响,以期得到更宽的相变温度滞后与更优异的力学性能。

表 1 镍焊丝与钛焊丝化学成分

Table 1 Composition list of nickel wire and titanium wire

材料	Ti	Ni	O	C	N	H	Fe	Si	Mg
钛丝	余量	—	0.09	0.01	0.01	0.003	0.1	—	—
镍丝	2.0	余量	—	0.15	—	—	0.10	0.07	0.10

1.2 原位合金化双丝电弧增材制造工艺

试验堆积了 $Ni_{52}Ti_{48}$ 与 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ (原子分数, %) 两种合金,电弧增材参数如表 2 所示。当堆积 $Ni_{52}Ti_{48}$ 合金时,具体试验方法为:首先根据合金成分计算与前期试验确定钛丝和镍丝的送丝速度分别为 90 与 65 cm/min;将纯钛基板固定在预热台上后,将基板温度预热至 400 °C,随后开始堆积墙体,钛丝和铝丝作为填充材料单独送入熔池,熔池随着焊枪连续行走并冷却形成单道堆积层,冷却期

1 试验方法

1.1 试验材料

试验原材料为纯镍丝和纯钛丝(直径 1.2 mm,成分如表 1 所示)、纯铌箔(厚度 100 μm ,纯度 99.9%)。基板使用 4 mm 厚度的纯钛板,试验前,通过打磨去除基板表面的氧化膜,并使用酒精清洗。

间层间温度控制在 270 °C 左右;随后在前一道堆积层上重复堆积,最终形成单道墙体。当堆积 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 合金时,保持送丝速度与沉积速度不变,根据合金成分计算 Nb 的添加量,确定所加覆 Nb 箔的宽度为 17.8 mm,将铌箔折叠至略窄于沉积层宽度后置于前一道堆积层表面,后端进行固定。在电弧热源的作用下,3 种材料共同熔化形成熔池并冷却形成单道堆积层;重复上述过程即得到 $Ti_{47}Ni_{44}Nb_9$ 合金单道墙体。

表 2 主要堆积参数

Table 2 Main WAAM parameter

焊枪氩气流速 $Q_1/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	保护罩氩气流速 $Q_2/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	沉积电流 I/A	沉积速度 $v/(\text{mm}\cdot\text{s}^{-1})$	电极到工件距离 d/mm
10	20	120	2	3

1.3 组织及性能测试

图 1 为增材制造镍钛合金墙体构件示意图。截取不同位置镍钛合金用于组织与性能检测。在沉积墙体中取方形试样使用 X 射线衍射仪 (D8-Advanced) 对试样的相组成进行了分析。取图 1 中所示墙体 zOy 横截面为金相试样,用砂纸打磨并进行机械抛光,随后进行 60 s 的化学腐蚀(腐蚀试剂为氢氟酸:硝酸:水=1:3:10),使用光学显微镜 (Carl Zeiss Axio Scope. A1) 对处理好的金相试样进行宏观组织观察,并分别取堆积试样的底部、中部与顶部位置进行显微组织观察,为了验证堆积试样成分的均匀性,分别对 3 个位置的显微组织进行了元素面扫描分析 (JSM-7800F)。选取直径为 8 mm,高度 16 mm 的横向 (x 方向)、纵向 (z 方向) 压缩试样进行了压缩力学测试 (MTS Model E45.106),每个方向至少

测试 3 个试样,压缩速率为 0.01 mm/s。形状记忆效应的表征采用压缩-加热法,将打磨好的压缩试样加载到 8% 应变后卸载至零,随后使用马弗炉加热至 A_f 以上 50 °C,记录其应变量,获得形状记忆效应曲线。选取墙体的中间位置进行相变温度测试,采用差示扫描量热仪 (NETZSCH DSC 200F3) 测量试样的相变曲线,扫描温度范围为 -100 ~ 300 °C,

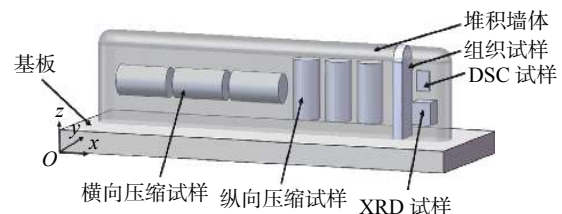


图 1 增材制造镍钛合金墙体构件示意图

Fig. 1 Schematic drawing of WAAM nickel-titanium alloy wall

扫描速率 10 °C/min.

2 试验结果与分析

2.1 Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 组织及相组成分析

图 2 所示为双丝电弧增材制造制备的 Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 堆积试样的 XRD 衍射图谱. 由图可知, Ni₅₂Ti₄₈ 试样衍射峰仅为 B2 相衍射峰, 而无 B19'相衍射峰, 说明该试样的相组成主要为 B2-NiTi 相, 故推测该试样在室温下为 B2 母相状态. 而 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 试样的衍射峰除 B2 相峰外, 还有 β-Nb 相的衍射峰, 说明 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 试样中的相组成为 B2-NiTi 相与 β-Nb 相.

为了表征 NiTi 合金的组织特征, 使用带有 EDS 能谱仪的扫描电镜对增材墙体的剖面进行组织观察与成分分析结果如图 3 与表 3 所示. 其中图 3a 所示为 Ni₅₂Ti₄₈ 合金剖面 (yOz 平面) 宏观组织光镜图, 由图可看出试样成形良好, 无明显缺陷. 结合 SEM 组织放大图与 EDS 能谱结果可以看出, 试样下部区域 (图 3d) 中 B2 相为晶粒粗大的 B2 相

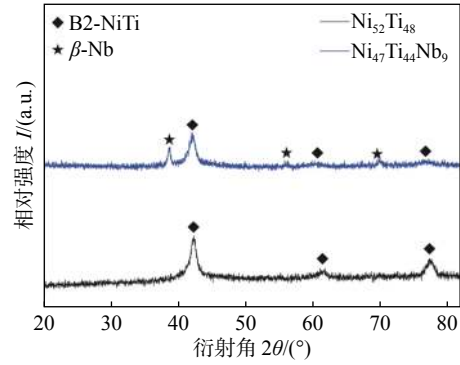


图 2 两种试样 XRD 衍射图
Fig. 2 XRD pattern of two samples

等轴晶, 晶间分布有少量 Ti₂Ni 相, 试样中部区域 (图 3c) 为外延生长的 B2 相柱状枝晶, 试样顶部区域 (图 3b) 为细小的 B2 等轴晶, 3 种组织形貌中, 晶间均分布有少量的 Ti₂Ni 相. 这是由于 WAAM 过程中不同区域的冷却速率与温度梯度不同造成的. 增材制造底部区域时, 由于预热基板的热量对沉积层的加热作用, 底部区域冷却速度较慢, 形成了较大的等轴晶, 而随着增材过程的进行, 基板热量的影响减小, 沿增材方向的温度梯度较大, 形成

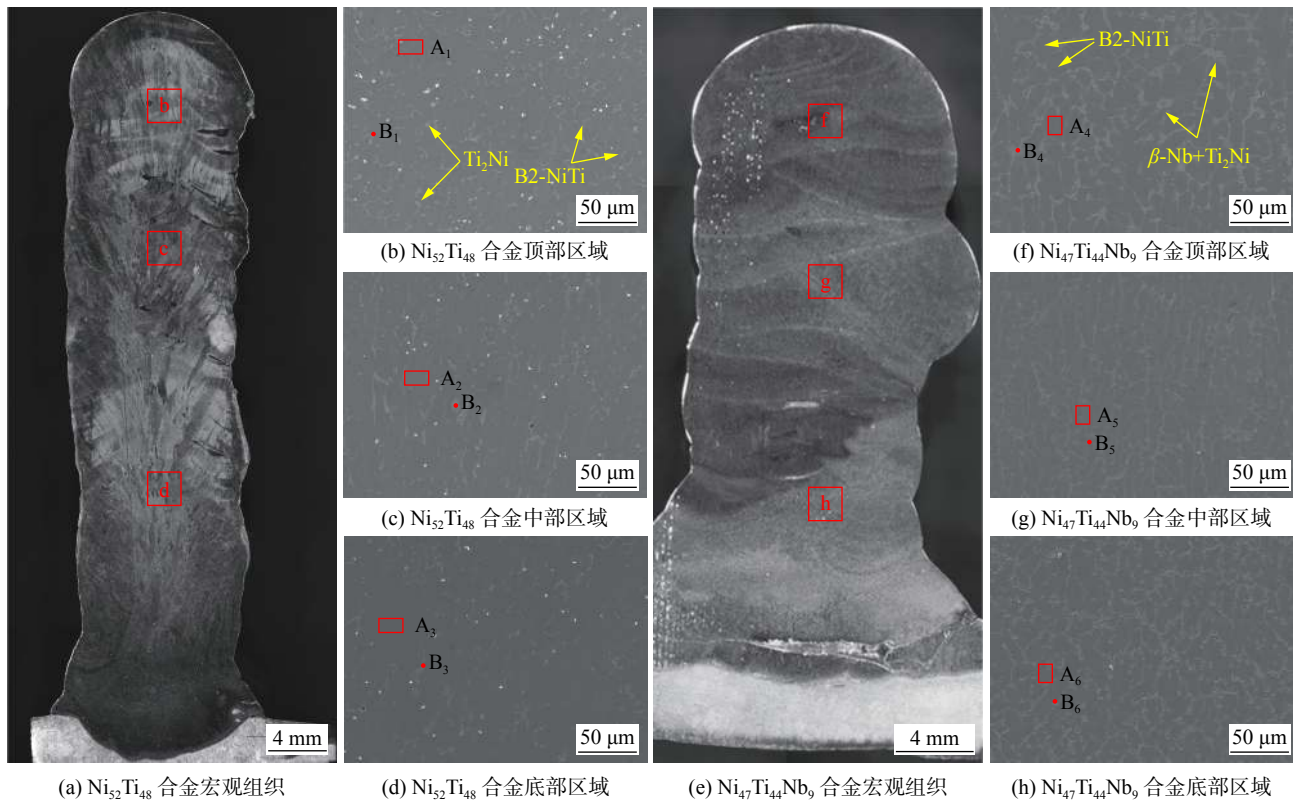


图 3 两种合金光镜与扫描电镜组织图

Fig. 3 Optical microstructure and SEM image of Ni₅₂Ti₄₈ and Ni₄₇Ti₄₄Nb₉. (a) the macroscopic of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (b) top region of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (c) middle region of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (d) bottom region of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (e) the macroscopic of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy; (f) top region of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy; (g) middle region of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy; (h) bottom region of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy

表 3 图 3 中各点能谱分析结果 (原子分数, %)
Table 3 EDS results of points in Fig.3

点	Ni元素	Ti元素	Nb元素	可能相
A ₁	48.08	51.92	—	B2-NiTi
B ₁	62.14	37.86	—	Ti ₂ Ni
A ₂	49.13	50.87	—	B2-NiTi
B ₂	65.46	34.54	—	Ti ₂ Ni
A ₃	48.73	51.27	—	B2-NiTi
B ₃	66.39	33.61	—	Ti ₂ Ni
A ₄	45.74	50.05	4.20	B2-NiTi
B ₄	18.80	9.28	71.92	β-Nb+Ti ₂ Ni
A ₅	46.15	50.75	3.10	B2-NiTi
B ₅	23.95	14.14	61.90	β-Nb+Ti ₂ Ni
A ₆	16.79	50.36	2.85	B2-NiTi
B ₆	28.59	9.74	61.67	β-Nb+Ti ₂ Ni

了外延生长的柱状枝晶,最后在顶部区域,没有后续的沉积层对顶部进行再加热与重熔,冷却速率较大,在较大的过冷度下形成了细小的等轴晶。

图 3e ~ 3h 为 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 堆积试样宏观组织光镜图与局部组织 SEM 图,其中图 3e 所示为 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 试样剖面 (yOz 平面) 宏观组织图,由图可见试样成形良好, Nb 箔完全熔化,试样无明显缺陷。从 SEM 组织放大图可以看出,图 3f ~ 3h 所示的不同区域组织特征与 Ni₅₂Ti₄₈ 试样基本相同,区

别在于晶间相由 Ti₂Ni 相变为了 β-Nb 相与 Ti₂Ni 相共存。这是由于 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金在冷却过程中, B2 NiTi 相先从液相中析出形成晶胞^[11,17],在 NiTi 初生相长大过程中残余液相的成分逐渐接近 NiTi-Nb 共晶成分,最终发生共晶反应,生成 β-Nb 粒子与次生 NiTi 相。

图 4a ~ 4c 为 Ni₅₂Ti₄₈ 合金典型组织面扫图,由图可看出在基体中 Ti 元素与 Ni 元素均匀分布于镍钛基中,无元素偏聚,图 4d ~ 4g 则为 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉

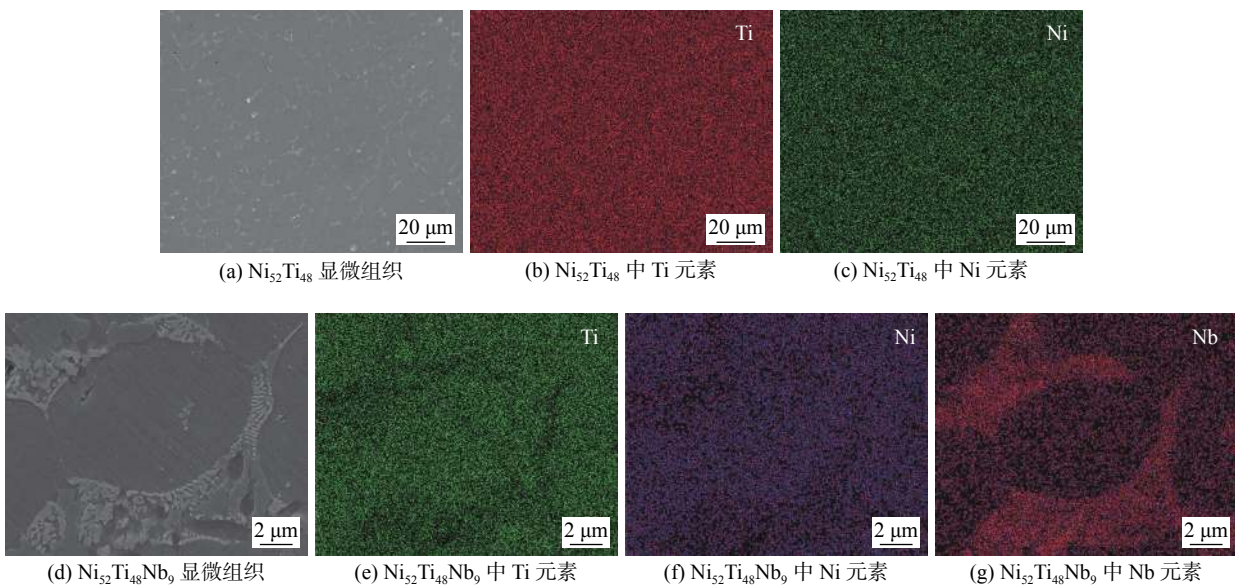


图 4 Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金组织及面扫图

Fig. 4 Magnified images and corresponding elemental mappings of Ni₅₂Ti₄₈ alloy and Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy. (a) microstructures of Ni₅₂Ti₄₈; (b) Ti of Ni₅₂Ti₄₈; (c) Ni of Ni₅₂Ti₄₈; (d) microstructures of Ni₅₂Ti₄₈Nb₉; (e) Ti of Ni₅₂Ti₄₈Nb₉; (f) Ni of Ni₅₂Ti₄₈Nb₉; (g) Nb of Ni₅₂Ti₄₈Nb₉

合金典型组织面扫图,由图可知,除 NiTi 晶粒内部有少量固溶的 Nb 存在,Nb 元素主要分布在晶间区域,这与上述推断相符。

2.2 Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 力学性能与形状记忆效应性能分析

2.2.1 力学性能

图 5 为 Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金在 x 方向与 z 方向压缩试验结果。从图中可以看出,对于两种成分,总体上横向压缩试样的抗压强度与压缩塑性低于纵向压缩试样,其中 Ni₅₂Ti₄₈ 试样的横向压缩强度为 1766 MPa,压缩塑性为 28.1%,纵向压缩强度为 1981 MPa,压缩塑性为 35.3%。而在添加 Nb 元素进行原位合金化后,得到的 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金在两个方向上仍呈现各向异性,但其强度与 Ni₅₂Ti₄₈ 合金相比略有提高。其中横向压缩试样抗压强度提高至 1905 MPa,压缩塑性提高至 32.4%,纵向压缩试样的抗压强度提高至 2042 MPa,压缩塑性提高至 38.1%。这是由于 Nb 元素的添加改善了 NiTi 晶粒基体的塑韧性,以及在晶界形成 β -Nb 软相粒子,阻碍了裂纹在晶界的扩展^[19]。

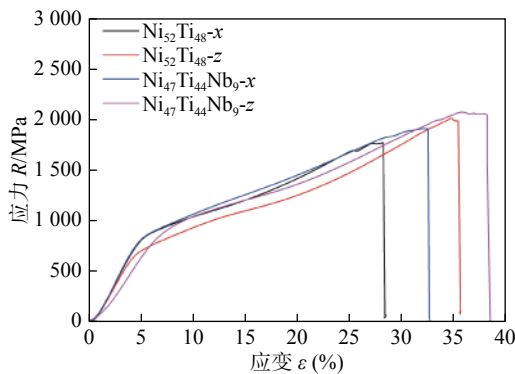


图 5 两种合金横向压缩、纵向压缩应力-应变曲线

Fig. 5 Compression strain-stress curves of Ni₅₂Ti₄₈ and Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ samples in x -direction and z -direction

2.2.2 形状记忆效应

为了评估 WAAM 制备的两种合金的记忆效应,对两种合金分别进行 DSC 分析,得到相变点后,使用压缩-加热法测试两种合金的记忆回复率。由图 6a, 6c 可以看出, Ni₅₂Ti₄₈ 与 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 增材试样的相变特征曲线显著不同。将两曲线中各自合金的相变点进行记录,如表 4 所示, Ni₅₂Ti₄₈ 合金的马氏体相变起始温度 (M_s) 为 32.6 °C,奥氏体相变结束开始 (A_s) 为 26.2 °C,而 Nb 合金化后的 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金的 M_s 和 A_s 点分别是 -22.3 与 18.6 °C。由此可以算出 NiTi 与 NiTiNb 两种增材合金的相变温度

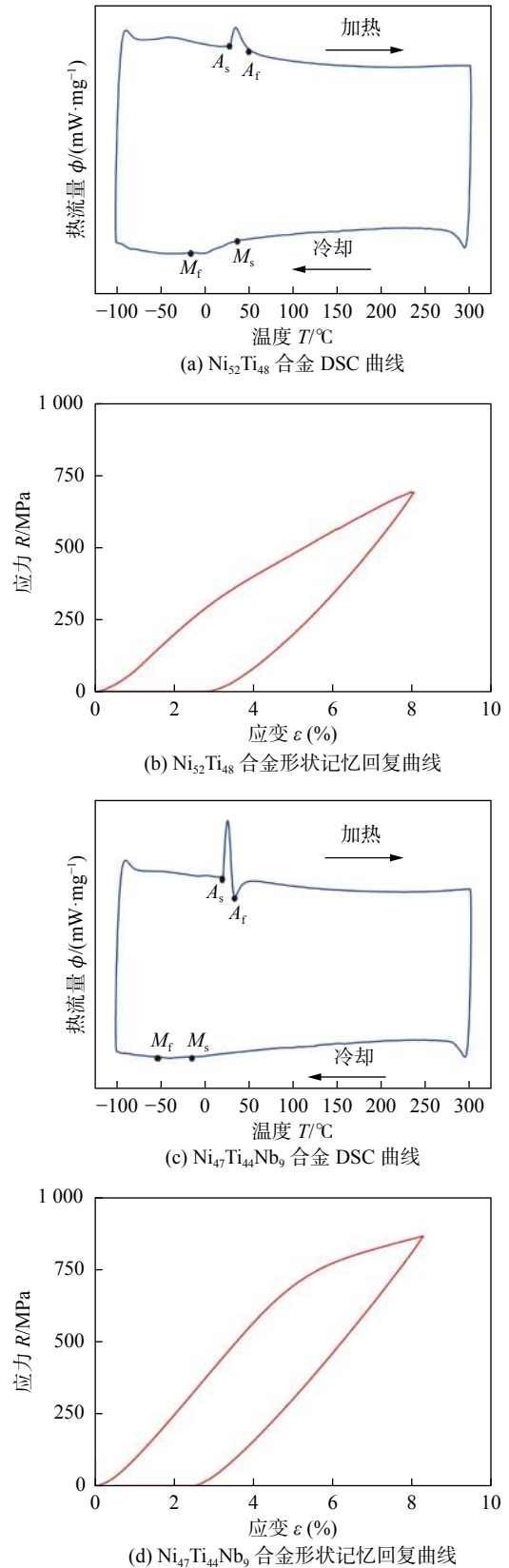


图 6 两种合金的 DSC 曲线和形状记忆回复曲线

Fig. 6 DSC curve and shape memory recovery curve of Ni₅₂Ti₄₈ sample and Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ sample. (a) DSC curve of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (b) shape memory recovery curve of Ni₅₂Ti₄₈ alloy; (c) DSC curve of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy; (d) shape memory recovery curve of Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy

表 4 Ni₅₂Ti₄₈-Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金相变温度表 (°C)Table 4 Characteristic transformation temperatures of Ni₅₂Ti₄₈ and Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ alloy

成分	A_s	A_f	M_s	M_f	A_s-M_s
Ni ₅₂ Ti ₄₈	26.2	54.3	32.6	-26.1	-6.4
Ni ₄₇ Ti ₄₄ Nb ₉	18.6	27.6	-22.3	-66.5	40.9

滞后分别为-6.4 与 40.9 °C, 这是由于 β -Nb 作为一种塑韧性较好的软相粒子, 并不参与 NiTi 的相变过程, 并且在 NiTi 基体的相变过程中, 随着 NiTi 的晶格结构由 CsCl 结构的 B2 相 (奥氏体相) 向单斜结构的 B19' 相 (马氏体相) 转变, β -Nb 会吸收部分能量, 抑制相变的发生与马氏体的生长, 从而降低了 M_s 点, 扩大相变温度滞后^[27-28]。

采用压缩-加热法分别测量了两种成分合金的形状记忆效应回复率, 加载量均为 8% 应变。如图 6b, 6d 所示, WAAM 的 Ni₅₂Ti₄₈ 合金加载 8% 应变后, 卸载至应力为 0, 再升温至 A_f 以上 50 °C, 测得其形状记忆恢复率为 97.7%, 而 WAAM 得到的 Nb₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金形状记忆恢复率为 93.8%。这是由于在加载过程中, 随着载荷的增加, β -Nb 发生了塑性形变, 而由于 β -Nb 相不具备 NiTi 基体这样的热弹性马氏体相变特性, 在后续的加热过程中, 其塑性形变没有恢复, 导致了 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金的形状记忆效应比 Ni₅₂Ti₄₈ 合金低^[19]。

3 结论

(1) 由于热过程的差异, NiTi WAAM 试样沿沉积方向在不同高度的组织形貌有所不同, 下部为粗大 B2 相等轴晶, 中部为 B2 相柱状枝晶, 顶部为比较细小的 B2 相等轴晶。进行原位合金化后, 各高度下 B2 相晶粒之间的晶界处均有 β -Nb 相粒子析出。

(2) 进行原位合金化后, 得到的 Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金较 Ni₅₂Ti₄₈ 合金的压缩强度与断后伸长率均显著提升, 这是由于晶界处 β -Nb 相粒子的增韧作用导致的。但电弧增材制造所共有的各向异性问题仍然存在。

(3) 与 Ni₅₂Ti₄₈ 合金相比, Ni₄₇Ti₄₄Nb₉ 合金的相变温度 M_s 降低, A_s 略微升高, 温度滞后从 -6.4 °C 提升到 40.9 °C, 这是由于在相变过程中 β -Nb 粒子会吸收能量, 阻碍相变进行。

(4) 得到的 WAAM NiTi 合金具有较好的形状记忆效应, 在 8% 应变加载下的记忆恢复率为 97.7%,

而 NiTiNb 合金的记忆回复率为 93.8%, 这是由于加载过程中 β -Nb 粒子发生的塑性形变没有恢复造成的。

参考文献

- [1] 徐祖耀. 形状记忆材料 [M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2000.
Xu Zuyao. Shape memory materials[M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2000.
- [2] Madangopal K. The self accommodating martensitic microstructure of Ni-Ti shape memory alloys[J]. Acta materialia, 1997, 45(12): 5347 - 5365.
- [3] 郑玉峰. 工程用镍钛合金 [M]. 北京: 科学出版社, 2014.
Zheng Yufeng. Nickel titanium alloy for engineering use[M]. Beijing: Science Press, 2014.
- [4] 胡茜. 成分梯度 TiNi 合金的马氏体相变行为与阻尼特性 [D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学材料学院, 2013.
Hu Xi. Martensitic transformation behavior and damping characteristics of TiNi alloy with gradient composition[D]. Harbin: School of Materials Engineering, Harbin Engineering University, 2013.
- [5] 刘康凯, 贺志荣, 吴佩泽, 等. Ti-Ni 基形状记忆合金的特性及其影响因素研究进展 [J]. 铸造技术, 2017, 38(7): 1535 - 1539.
Liu Kangkai, He Zhirong, Wu Peize, et al. Research progress of characteristics of Ti-Ni based shape memory alloys and their influencing factors[J]. Foundry Technology, 2017, 38(7): 1535 - 1539.
- [6] 欧阳小平. 航空管接头综述 [J]. 中国机械工程, 2015, 16: 2262 - 2271.
Ouyang Xiaoping. Overview of aviation hydraulic fittings[J]. China Mechanical Engineering, 2015, 16: 2262 - 2271.
- [7] Sharma N, Jangra K K, Raj T. Fabrication of NiTi alloy: A review[J]. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design & Applications, 2015, 232(3): 250 - 269.
- [8] Elahinia M, Moghaddam N S, Andani M T, et al. Fabrication of NiTi through additive manufacturing: A review[J]. Progress in Materials Science, 2016, 83: 630 - 663.
- [9] Halani P R, Kaya I, Shin Y C, et al. Phase transformation characteristics and mechanical characterization of nitinol synthesized by laser direct deposition[J]. Materials Science & Engineering A,

- 2013, 559: 836 – 843.
- [10] Taheri Andani M, Saedi S, Turabi A S, *et al.* Mechanical and shape memory properties of porous Ni50.1Ti49.9 alloys manufactured by selective laser melting[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2017, 68: 224 – 231.
- [11] Hfer K, Mayr P. 3DPMD–Arc-based additive manufacturing with titanium powder as raw material[J]. *China Welding*, 2019, 28(1): 11 – 15.
- [12] 李雷, 于治水, 张培磊. TC4 钛合金电弧增材制造叠层组织特征 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(12): 37 – 43.
Li Lei, Yu Zhishui, Zhang Peilei. Microstructural characteristics of wire and arc additive layer manufacturing of TC4 components[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(12): 37 – 43.
- [13] Yang Z W, Fu L Q, Wang S L, *et al.* Balance of strength and plasticity of additive manufactured Ti-6Al-4V alloy by forming TiB whiskers with cyclic gradient distribution[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 39: 1 – 10.
- [14] 刘齐, 张萌, 付乐琪, 等. 原位合金化双丝电弧增材制造 γ -TiAl 组织性能研究 [J]. *稀有金属材料与工程*, 2020, 412(11): 271 – 276.
Liu Qi, Zhang Meng, Fu Leqi, *et al.* Microstructure and properties of γ -TiAl fabricated by In-situ alloying assisted Double-wire arc additive manufacturing[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2020, 412(11): 271 – 276.
- [15] 冯英超, 刘金平, 王世杰. 固溶处理对 Inconel 625 合金电弧增材组织的影响 [J]. *焊接学报*, 2018, 39(6): 81 – 85.
Feng Yingchao, Liu Jinping, Wang Shijie. Effect of solution treatment on the microstructure of Inconel 625 alloy fabricated by arc additive manufacturing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2018, 39(6): 81 – 85.
- [16] 王磊磊, 张占辉, 徐得伟. 双脉冲电弧增材制造数值模拟与晶粒细化机理 [J]. *焊接学报*, 2019, 40(4): 137 – 140, 147.
Wang Leilei, Zhang Zhanhui, Xu Dewei. Numerical simulation and mechanism study of grain refinement during double pulsed wire arc additive manufacturing[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(4): 137 – 140, 147.
- [17] Wang L, Chen S, Xiao J, *et al.* Droplet-targeting laser hybrid indirect arc for additive manufacturing technology-A preliminary study[J]. *China Welding*, 2020, 29(1): 50 – 55.
- [18] Lu B W, Cui X F, Liu E B, *et al.* Influence of microstructure on phase transformation behavior and mechanical properties of plasma arc deposited shape memory alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 736: 130 – 136.
- [19] Wang J, Pan Z X. Evolution of crystallographic orientation, precipitation, phase transformation and mechanical properties realized by enhancing deposition current for dual-wire arc additive manufactured Ni-rich NiTi alloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 34: 1 – 10.
- [20] Wang J, Pan Z X, Yang G S, *et al.* Location dependence of microstructure, phase transformation temperature and mechanical properties on Ni-rich NiTi alloy fabricated by wire arc additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering*, 2019, 749: 218 – 222.
- [21] Zhao X Q, Yan X M, Yang Y Z, *et al.* Wide hysteresis NiTi(Nb) shape memory alloys with low Nb content (4.5 at. %)[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 438: 575 – 578.
- [22] Liu W, Zhao X Q. Mechanical properties and transformation behavior of NiTiNb shape memory alloys[J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2009, 22(5): 540 – 543.
- [23] Wang M J, Jiang M Y, Liao G Y, *et al.* Martensitic transformation involved mechanical behaviors and wide hysteresis of NiTiNb shape memory alloys[J]. *Progress in Natural Science Materials International*, 2012, 22(2): 130 – 138.
- [24] Fan Q C, Sun M Y, Zhang Y H, *et al.* Influence of precipitation on phase transformation and mechanical properties of Ni-rich NiTiNb alloys[J]. *Materials Characterization*, 2019, 154: 148 – 160.
- [25] Jiang S Y, Liang Y L, Zhang Y Q, *et al.* Influence of addition of Nb on phase transformation, microstructure and mechanical properties of equiatomic NiTi SMA[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016, 25(10): 1 – 11.
- [26] Bewerse C, Brinson L C, Dunand D C. Microstructure and mechanical properties of as-cast quasibinary NiTi–Nb eutectic alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 627: 360 – 368.
- [27] Shi H, Pourbabak S, Van Humbeeck J, *et al.* Electron microscopy study of Nb-rich nanoprecipitates in Ni–Ti–Nb and their influence on the martensitic transformation[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(12): 939 – 942.
- [28] Schryvers D, Cao S, Pourbabak S, *et al.* Recent EM investigations on nano- and micro-defect structures in SMAs[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2013, 577: S705 – S709.

第一作者: 许博, 硕士; 主要从事电弧增材制造方面的研究; Email: 13327306558@163.com.

通信作者: 王颖, 博士, 副教授; Email: wangycl@tju.edu.cn.

(编辑: 张基隆)