

激光扫描速度对 Ti-Ni 形状记忆合金影响规律研究

姜沐池^{1,2}, 任德春², 赵晓彧², 蔡雨升², 吉海宾², 雷家峰^{1,2}, 杨锐^{1,2}

(1. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学院 金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 采用激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 成形技术制备 Ti-Ni 形状记忆合金, 利用 OM、SEM、XRD 和室温压缩等研究 SLM 增材制造参数改变对成形合金内部缺陷、熔池形貌、相变行为及力学性能等影响规律。结果表明, 在 SLM 其它打印参数保持不变的情况下, 随激光扫描速度增加成形合金内部缺陷形貌由近规则球形转变为不规则形状; 逐行扫描熔池形貌宽度减小且连续性下降; 随激光扫描速度增加富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金相组成含量发生改变, B2 奥氏体相含量增加, B19' 马氏体相含量减少; 成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金相变温度随激光扫描速度增加先降低后升高, 但升降温相变过程中均为单一相变峰; 当扫描速度为 900 mm/s 时成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金相对密度达到 98.5%, 内部缺陷含量较少且处于缺陷类型转变范围内, 同时试样的最大抗压强度为 3120 MPa, 对应压缩应变为 41%, 具有较好的综合性能, 为最佳打印参数。

关键词: Ti-Ni 形状记忆合金; 增材制造; 扫描速度; 缺陷类型; 力学性能

中图分类号: TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1455-09

Ti-Ni 形状记忆合金 (shape memory alloy, SMA) 是一种通过固态相变而实现形状记忆效应的金属间化合物材料, 其具有良好生物相容性、耐腐蚀、高阻尼和优异综合力学性能^[1-5]。作为一种功能材料, Ti-Ni 形状记忆合金的形状记忆效应或超弹性被广泛应用于航空航天、生物医疗、建筑减震和精密仪器等领域, 受到越来越多科研工作者关注^[6-15]。Ti-Ni 形状记忆合金虽然具有优异的力学性能, 但常规机械加工过程中极易出现粘连、毛刺等情况, 对刀具损伤较大, 导致其复杂形状和结构件的加工性能较差, 这极大地限制了该合金应用范围的进一步扩大。

近年来, 增材制造 (additive manufacturing, AM) 技术由于可以实现高性能复杂形状构件的近净成形, 在航空航天等高新技术领域获得了快速发展及应用。其中激光选区熔化 (selective laser melting, SLM) 成形技术是应用最广泛的 AM 技术之一, 其以高能激光束为能量源, 通过逐点扫描熔化、逐行扫描搭接和逐层扫描堆积熔化金属粉末, 可直接成形具有良好冶金结合、接近完全致密且性能优良的金属零件^[16-23], 该技术的出现为 Ti-Ni 形状记忆合金加工提供了新途径。

葛福国等人^[24]基于电弧增材制造技术制备形状记忆合金薄壁构件, 研究了成形合金成分、组织、相

变特征和力学性能的特点, 发现电弧增材制造 Ti-Ni 记忆合金具有较高硬度、更宽温度变化范围及良好的断裂韧性。候熙硕等人^[25]采用 SLM 成形方法制备超弹性 Ti-Ni 形状记忆合金, 结果表明在 20 次循环实验中, 成形合金超弹性行为表现优异且更加稳定。许小静等人^[26]通过激光立体成形 Ti-Ni 形状记忆合金, 其研究表明激光扫描速率和激光功率增大均可导致合金成形性和塑性增加。尽管目前已有文献研究 AM 参数对成形 Ti-Ni 合金性能影响, 但相关研究主要集中在对成形合金组织或者性能的某些方面的影响, 并没有打印参数、组织、性能的全面研究。

本工作通过 SLM 成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金, 系统地研究扫描速度对成形块体 Ti-Ni 形状记忆合金内部缺陷、熔池形貌、相变行为及力学性能的影响规律, 为增材制造成形 Ti-Ni 形状记忆合金工程化用构件提供数据支撑和理论支持。

1 实验

本工作采用气体雾化法制备 Ti-Ni 形状记忆合金预合金粉末, 选用粉末的主体粒度范围为 15~53 μm , 其中 D_{10} 、 D_{50} 和 D_{90} 分别为 19.2、34.4 和 56.1 μm 。Ti-Ni 预合金粉末的形貌如图 1 所示, 具有良好

收稿日期: 2022-04-08

基金项目: 中国科学院创新交叉团队项目 (JCTD-2020-10)

作者简介: 姜沐池, 男, 1995 年生, 博士生, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83970131, E-mail: mcjiang21b@imr.ac.cn

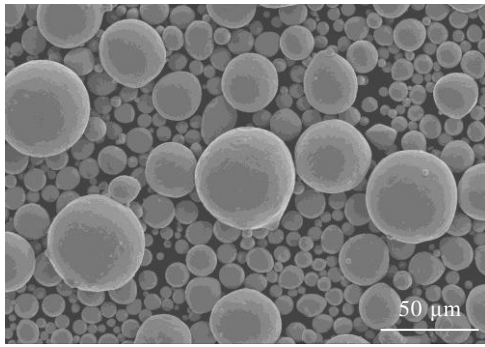


图 1 Ti-Ni 形状记忆合金预合金粉末形貌

Fig.1 Morphology of pre-alloyed Ti-Ni shape memory alloy powder

的球形度。Ti-Ni 预合金粉末化学成分检测结果如表 1 所示，为富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金。

使用型号为 SP100 的 SLM 成形设备，在氩气保护下开展 Ti-Ni 形状记忆合金成形工艺实验，为获得激光扫描速度的影响规律，主要打印成形工艺参数固定为：激光功率 190 W，铺粉厚度 30 μm，扫描间距 60 μm，同时激光扫描速度变化范围为 700~1700 mm/s，相邻层间激光扫描方向旋转 66.67°。制备直径和高度均为 10 mm 的实验试样，采用线切割将成形合金样品按图 2 所示在 XOY 面切取缺陷、熔池形貌及组织观察试样，沿 XOZ 面切取直径为 4 mm，高度为 6 mm 的压缩试样。对组织观察试样进行机械磨抛处理后，选用体积比为 HF:HNO₃:H₂O=1:4:5 的腐蚀液对样品进行腐蚀后观察显微组织。

表 1 Ti-Ni 形状记忆合金粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti-Ni shape memory alloy powder (ω/%)

Ni	C	Cr	Fe	Nb	H	N	O	Ti
55.8	0.0070	0.001	0.01	0.001	0.0006	0.0015	0.044	Bal.

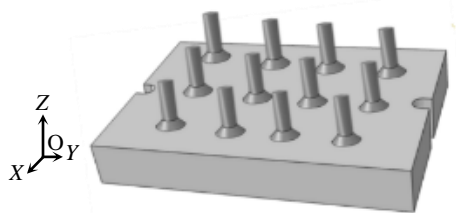


图 2 激光选区熔化成形 Ti-Ni 形状记忆合金示意图

Fig.2 Schematic diagram for Ti-Ni shape memory alloy samples fabricated by SLM with different laser scanning speeds

采用型号为 Zeiss Axiovert 200MAT 的金相显微镜 (OM) 进行金相组织观察。利用型号为 Hitachisu-70 的场发射扫描电子显微镜 (SEM) 观察高倍组织和预合金粉末形貌。采用型号为 D8 Discover 的 X 射线衍射仪 (XRD) 对成形合金进行物相检测分析。使用型号为 Q1000 的差示扫描量热仪 (DSC) 进行相变行为检测，升降温速率均为 10 °C/s。利用型号为 XS105 的密度计，根据阿基米德排水法测试成形试样的密度，将其与 Ti-Ni 形状记忆合金理论密度 (6.5 g/cm³) 的比值作为相对密度。采用型号为 SANS-CMT5205 的电子万能试验机进行室温压缩实验，压缩速率为 0.5 mm/min 直到断裂。

2 结果与讨论

2.1 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金相对密度

SLM 成形合金激光能量密度是指输入到单位体积金属粉末内激光能量，可以用公式(1)来表示：

$$E = \frac{P}{v d h} \tag{1}$$

其中， E 是激光能量密度 (J/mm³)， P 是激光功率 (W)， v 是激光扫描速度 (mm/s)， d 是扫描间距 (mm)， h 是铺粉厚度 (mm)^[27]。

激光能量密度是影响 SLM 成形合金质量的关键工艺参数，但输入的激光能量在到达需要熔融的合金粉末表面时会由于反射等原因造成损耗，因此本工作通过控制激光扫描速度来改变激光能量密度，探究扫描速度变化对成形 Ti-Ni 形状记忆合金试样相对密度的影响规律。如图 3 所示，经过前期实验积累，已经将成形质量较差的激光扫描速度范围进行了排除，因此，尽管本实验激光扫描速度变化范围为 700~1700 mm/s，差值可达 1000 mm/s，但 SLM 制备得到的 Ti-Ni 形状记忆合金样品的相对密度随激光扫描速度的改变仍均保持在较高的水平，可达到 98% 以上，说明即使成形合金样品内部会含有不同类型的打印缺陷，但含有的缺陷数量较少。其中扫描速度为 900 mm/s 时，相对密度达到 98.5%。

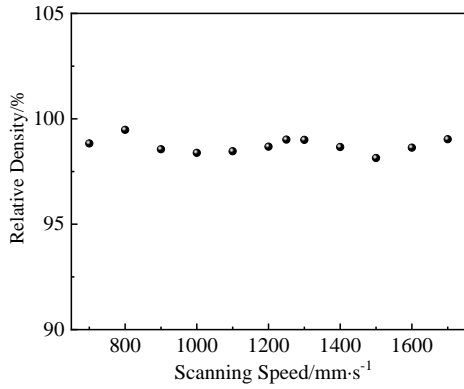


图 3 不同扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金相对密度

Fig.3 Relative density of Ti-Ni shape memory alloy fabricated with different scanning speeds

2.2 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金内部缺陷

图 4 为采用不同激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金试样未腐蚀含缺陷形貌。由图可以看出，不同扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金内部缺陷均较少，这与图 3 中所有样品都具有较高相对密度的结果相吻合。随着激光扫描速度增加，打印 Ti-Ni 合金内部包含的缺陷形貌呈现如下变化规律，当扫描速度较小时，如图 4a (700 mm/s) 和图 4b (800 mm/s) 所示，

成形试样内部的缺陷形貌类型主要为近规则球形孔洞，这是由于在较慢扫描速度下，输入能量密度大 (公式(1))，激光与单位体积内 Ti-Ni 预合金粉末作用时间较长，粉末得到充分熔融，在高温下熔池内金属发生气化后部分蒸气以及在气雾化制粉过程中残留在合金粉末内部的气体在熔池内往上逃逸的速度不及熔池内熔融液体的凝固速率，未能及时逸出，而形成近球形孔洞缺陷被保留在重新凝固成形的 Ti-Ni 形状记忆合金试样内部^[28]。随着扫描速度增加，如图 4c~4e (900~1100 mm/s) 所示，仅能观察到零散分布的微小缺陷，但缺陷的形貌既有近规则球形，又出现了如图 4d 中所示的带尖角的不规则形状。当扫描速度增加到 1200 mm/s (图 4f~图 4l) 以上时，试样内部近球形缺陷开始逐渐消失，缺陷形貌主要呈现为不规则形状。这是由于随着扫描速度增大，激光与单位体积内预合金粉末作用时间变短，单位时间或体积内输入能量密度降低，导致金属粉末未能完全熔化，或扫描速度较大时，激光扫描过程中会出现波动，导致成形合金内部出现含有未熔融 Ti-Ni 预合金粉末的形状不规则形貌缺陷^[28]。从图 4 中可见，当扫描速度从 700 mm/s 逐渐增加到 1700 mm/s 的过程中，SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金内部的缺陷也相应的从近规则球形演化成不规则形状未熔合缺陷。

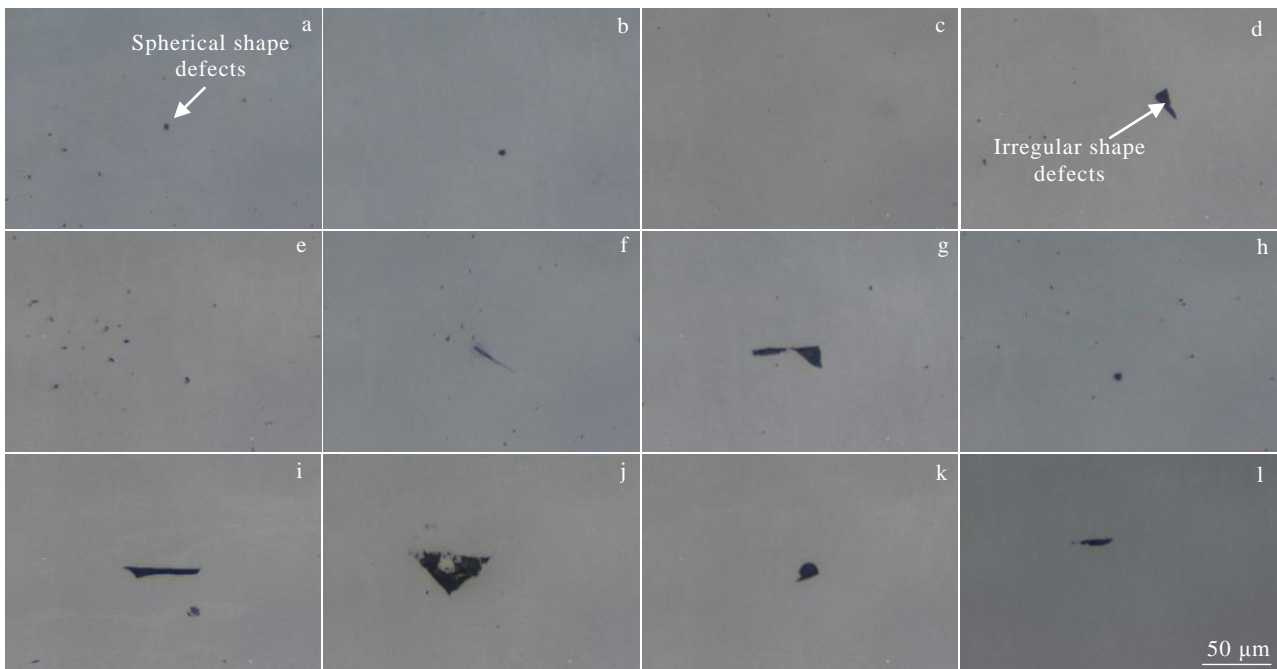


图 4 不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金未腐蚀缺陷形貌

Fig.4 Uncorroded morphologies for Ti-Ni shape memory alloy fabricated by SLM with different laser scanning speeds: (a) 700 mm/s, (b) 800 mm/s, (c) 900 mm/s, (d) 1000 mm/s, (e) 1100 mm/s, (f) 1200 mm/s, (g) 1250 mm/s, (h) 1300 mm/s, (i) 1400 mm/s, (j) 1500 mm/s, (k) 1600 mm/s, and (l) 1700 mm/s

2.3 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金相组成

不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金 XRD 相组成图谱如图 5 所示。从图中可以看出, SLM 成形试样主要由立方结构的高温 B2 奥氏体相、单斜结构的低温 B19' 马氏体相以及 Ni_4Ti_3 相组成。同时, 随着激光扫描速度的增加, 单位体积内激光对 Ti-Ni 预合金粉末作用时间减少, 逐点扫描熔化的熔池冷却速率升高, 低温 B19' 马氏体相的衍射峰 (如

45°左右) 强度逐渐降低, 含量减少, 更多的高温 B2 奥氏体相在室温下得到保留, 因此激光扫描速度的改变可以影响 SLM 成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金的相组成相对含量。

2.4 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金熔池形貌

图 6 为不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金腐蚀后 OM 熔池形貌。当扫描速度较低时 (图 6a~6d), 由于激光和粉末接触时间长, 单位时间

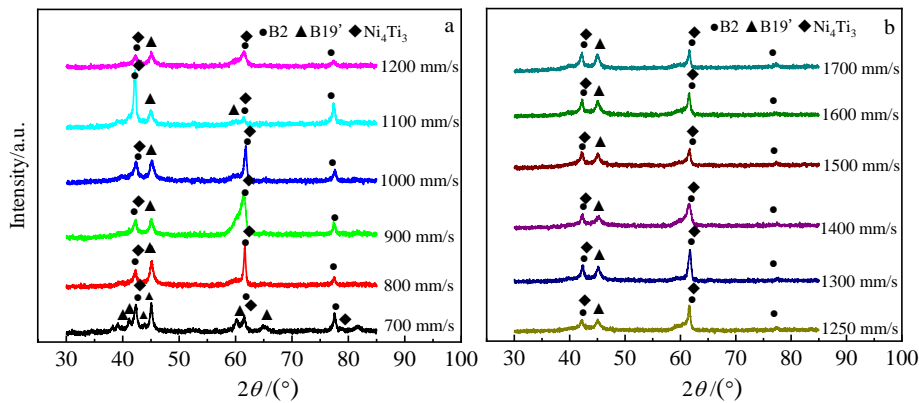


图 5 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of Ti-Ni shape memory alloy fabricated by SLM with scanning speeds of 700-1200 mm/s (a) and 1250-1700 mm/s (b)

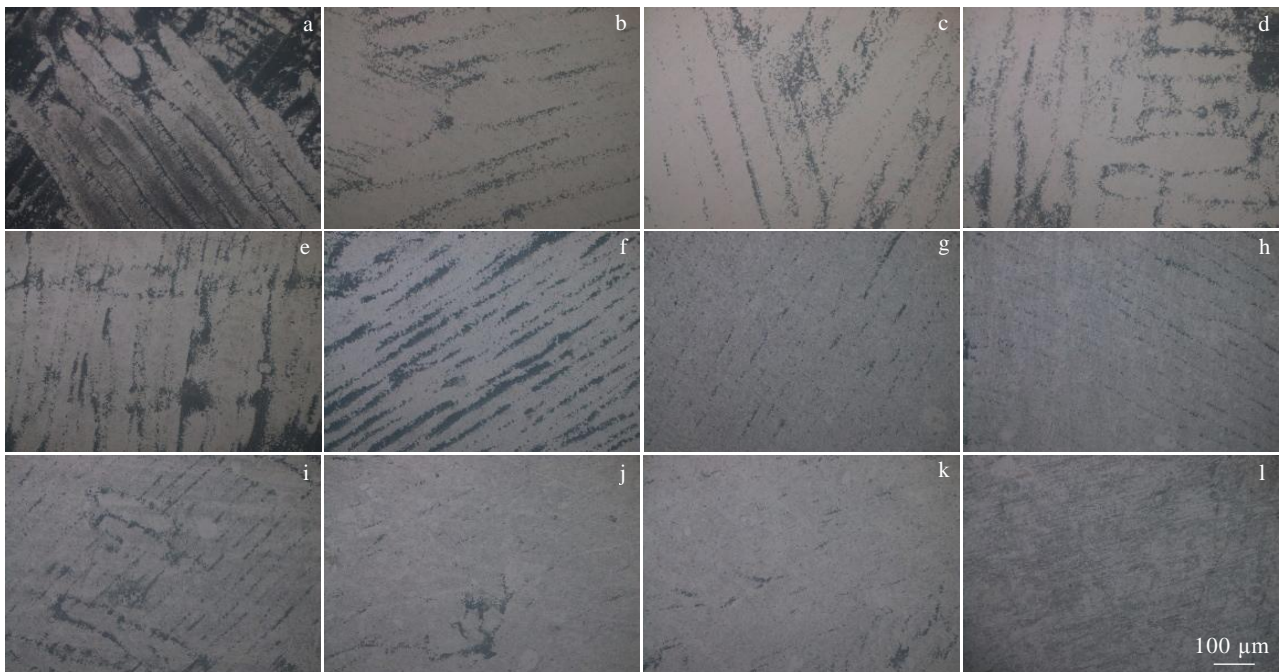


图 6 不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金熔池形貌

Fig.6 OM molten pool morphologies of Ti-Ni shape memory alloy fabricated by SLM with different laser scanning speeds: (a) 700 mm/s, (b) 800 mm/s, (c) 900 mm/s, (d) 1000 mm/s, (e) 1100 mm/s, (f) 1200 mm/s, (g) 1250 mm/s, (h) 1300 mm/s, (i) 1400 mm/s, (j) 1500 mm/s, (k) 1600 mm/s, and (l) 1700 mm/s

内能量在扫描区域的横向和纵向方向均得到充分扩散，Ti-Ni 预合金粉末充分熔化所形成的逐行扫描熔池呈现出连续性较好，尺寸较宽的形貌。随着激光扫描速度增加，单位时间内输入能量降低，整体影响范围减小，可以明显发现，逐行扫描熔池形貌宽度逐渐变窄，且连续性减小。逐行扫描熔池宽度尺寸变化曲线如图 7 所示，由激光扫描速度 700 mm/s 时的 62.56 μm 减小至 1700 mm/s 时的 19.44 μm 。尽管当扫描速度达到一定数值时，逐行扫描熔池呈现出来的宽度小于系统激光扫描间距，但由于相邻层间激光扫描角度会旋转 66.67°，某一打印层未被扫描到的区域会在下一层时被重新扫描，同时激光熔化过程中的热影响区深度会达到多个层厚的距离，因此可以形成如图 3 和图 6 所示的致密 Ti-Ni 形状记忆合金实体。逐行扫描熔池形貌宽度随激光扫描速度的增加而减小也反应在如图 4 所示的成形合金内部缺陷形貌的改变上面，即扫描速度较高时合金内部的缺陷为包含未熔融 Ti-Ni 预合金粉末的不规则形貌，这些不规则形貌的缺陷在图 2 中 XOZ 面的打印方向上也可达到多个扫描层厚的深度。

图 8 为 SLM 激光扫描速度 900 mm/s 时成形 Ti-

Ni 形状记忆合金的 SEM 显微组织。从图 8a 中可以观察到如图 6 所示的逐行扫描熔池形貌，在熔池内部存在大尺寸的晶粒。在逐行扫描熔池边界 (图 8b) 可以观察到大量小尺寸的等轴晶以及相析出后留下的腐蚀坑，正是这些小尺寸晶粒及腐蚀坑的存在使得熔池边界形貌清晰可辨。在逐行扫描熔池边缘位置向内越

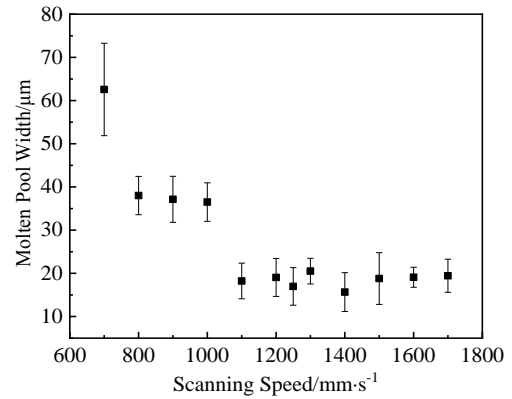


图 7 不同扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金的熔池宽度
Fig.7 Width of molten pool for Ti-Ni shape memory alloy fabricated by different scanning speeds

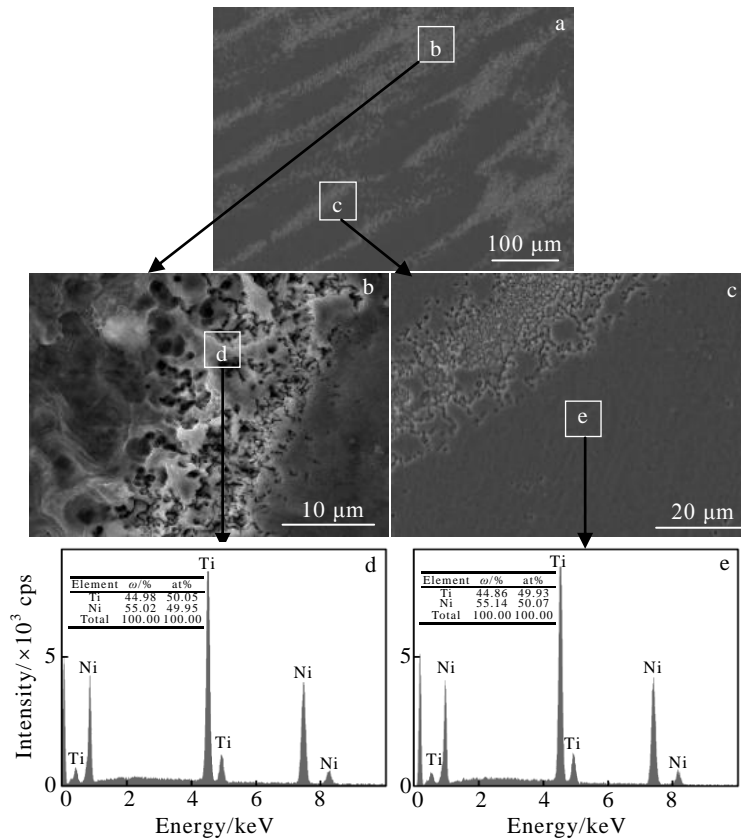


图 8 SLM 扫描速度为 900 mm/s 时成形 Ti-Ni 形状记忆合金显微组织, EDS 能谱及结果

Fig.8 SEM microstructure of Ti-Ni shape memory alloy fabricated by scanning speed of 900 mm/s (a-c); EDS spectra and results of the white area marked in Fig.8b (d) and Fig.8c (e)

靠近中心区域晶粒尺寸越大。通过对不同位置的能谱分析表明逐行扫描熔池不同区域只是晶粒尺寸不同，但成分相同（图 8d 和图 8e）。造成这种逐行扫描熔池内部由内到外晶粒尺寸不同的原因是不同区域冷却速率差异导致的。激光扫描时中心区域熔液被周围熔液包围，冷却速率较慢，晶粒生长充分，凝固后晶粒尺寸较大；而越靠近边缘位置，熔液与已凝固的实体或未熔融冷粉末接触，冷却速率较快，晶粒不能充分生长，晶粒尺寸较为细小。当前扫描层完全凝固进行下一层扫描时，扫描激光会旋转一定角度同时新生成的熔池具有一定熔深，该熔深会再次将当前扫描层已凝固部分区域进行熔化，产生重熔现象，使当前扫描层凝固区域的部分小尺寸晶粒长大。但重新凝固时熔池不同区域仍存在极大过冷度，会导致液体原子迁移至晶体表面，再次凝固后在该熔深形成的新熔池边部出现细小的亚晶粒，形成小晶粒区，最终在组织观察时仍可以观察到许多细小晶粒^[29]。

2.5 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金相变行为

不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金的 DSC 相变行为曲线如图 9 所示。从图中可以看

出，对于 SLM 成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金，在成形合金相对密度均较高的情况下（图 2）激光扫描速度的改变并没有影响 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金的相变行为（图 9a~9d），在升降温过程中均为单相变峰，但是随着激光扫描速度的增加，如图 9e 和 9f 所示成形合金的相变温度（ A_p 、 M_p 、 M_s 和 A_s 分别为奥氏体相变峰值、马氏体相变峰值、马氏体开始相变温度和奥氏体开始相变温度）呈现出先降低后升高的趋势，这可能是与图 6 中所示的逐行扫描熔池宽度的改变造成合金内显微组织出现差异以及图 5 中成形合金相组成改变相关。当扫描速度较低时，单位体积内输入激光能量高，由于 Ni 元素饱和蒸气压高于 Ti 元素，会导致合金中 Ni 元素挥发含量大于 Ti 元素，使得合金基体中 Ti 与 Ni 元素比例增多，同时局部 Ni 元素的挥发又会导致 Ti 元素的过高后形成富 Ti 相，如 Ti_2Ni （图 8 中熔池边界的腐蚀坑），形成富 Ti 相的效应大于 Ni 挥发的效应，反而使得最终基体中的 Ni 元素含量高于 Ti 元素，相变温度降低。当扫描速度达到一定值后，Ni 元素的挥发继续减弱，Ni 元素与 Ti 元素挥发接近平衡，由于合金成分为富 Ni 基合金，富 Ni 相的析出，如 Ni_4Ti_3 ，会使得合金基体中 Ti

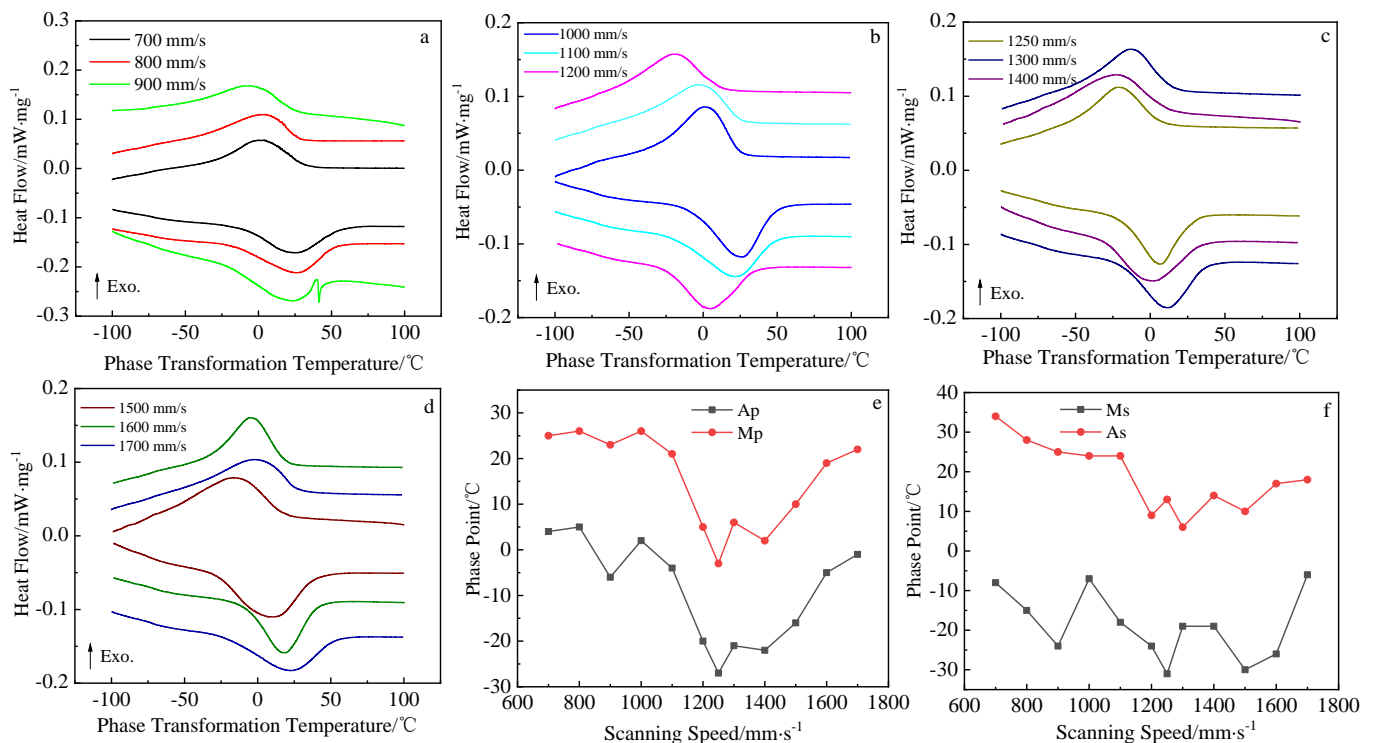


图 9 不同 SLM 扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金的 DSC 曲线以及 A_p 和 M_p 、 A_s 和 M_s 随扫描速度增加的变化曲线
 Fig.9 DSC curves of Ti-Ni shape memory alloy fabricated by SLM with different scanning speeds: (a) 700-900 mm/s, (b) 1000-1200 mm/s, (c) 1250-1400 mm/s, (d) 1500-1700 mm/s; change curves of A_p and M_p (e), and M_s and A_s (f) with the increase of scanning speed

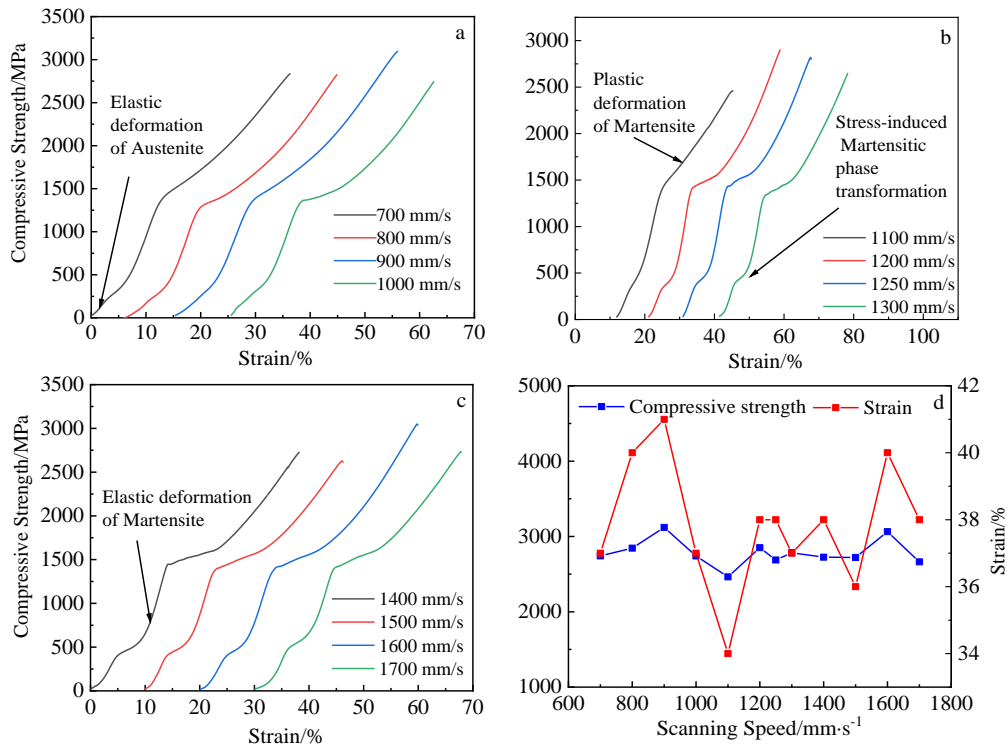


图 10 不同 SLM 扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金的压缩性能

Fig.10 Compressive properties of Ti-Ni shape memory alloy fabricated by SLM with different scanning speeds: (a-c) compression curves with scanning speeds of 700~1700 mm/s; (d) change curves of the compressive strength with the increase of scanning speed

元素含量升高，进而相变点温度升高，形成如图 9 所示的，当扫描速度从 700 mm/s 逐渐增加到 1700 mm/s 的过程中，SLM 成形富 Ni 基 Ti-Ni 形状记忆合金相变温度呈现出先降低后升高的趋势。

2.6 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金压缩性能

采用不同 SLM 激光扫描速度成形 Ti-Ni 形状记忆合金的室温压缩力学性能如图 10 所示。由图 10b 可以看出，制备的 Ti-Ni 形状记忆合金压缩过程可分为 4 个阶段，即奥氏体弹性变形、应力诱发马氏体相变、应力诱发马氏体弹性变形以及诱发马氏体塑性变形^[30]。当扫描速度较低时第二变形阶段并不明显，随着扫描速度的增加第二阶段变形过程愈加显著。SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆的抗压强度如图 10d 所示，扫描速度对 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金的抗压强度存在一定影响，随扫描速度的增加，压缩强度和应变存在波动，这与成形合金内部缺陷、组织状态均有关系，但由于所选择的激光扫描速度范围内 SLM 成形合金的相对密度均较高，因为压缩断裂强度都可达到 2600 MPa 以上，压缩应变达到 34% 以上，具有较好的力学性能。其中扫描速度为 900 mm/s

时其抗压强度最高达到 3120 MPa，压缩应变为 41%，具有最佳的强塑性。

3 结 论

1) 随着扫描速度的增加，SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金缺陷由规则球形缺陷转化成微小缺陷，然后再演化为不规则形状缺陷。

2) 随扫描速度的增加，SLM 成形形状记忆合金的熔池宽度由 62.56 μm 减小至 19.44 μm 后保持稳定，合金的相组成发生改变，B2 奥氏体含量增加，B19' 马氏体含量减少，相变温度先降低后升高。

3) 结合显微组织和压缩性能，扫描速度为 900 mm/s 为 SLM 成形 Ti-Ni 形状记忆合金的最优扫描速度，其抗压强度为 3120 MPa，压缩应变为 41%。

参考文献 References

[1] Singh Shalini, Karthick S, Palani I A. *Vacuum*[J], 2021, 191: 110 369
 [2] Angadi S V, Nayak S H, Ranjith K G S *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 62: 9

- [3] Es-Souni Mohammed, Es-Souni Martha, Fischer-Brandies Helge. *Analytical & Bioanalytical Chemistry*[J], 2005, 381(3): 557
- [4] Abbas A, Hung H Y, Lin P C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 886: 161 282
- [5] Jena Anita, Samal Bijaya Bikram, Kumar Cheruvu Siva *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2021, 47: 4578
- [6] Deng Huaibo(邓怀波), Chen Yuhua(陈玉华), Li Shuhan(李树寒) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(12): 4119
- [7] Yang Guang(杨光), Wang Bingyu(王冰钰), Zhao Shuo(赵朔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(7): 2641
- [8] Li Mingchuan(李明川), Zhang Peilei(张培磊), Yu Zhishui(于治水) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1225
- [9] Ishida A, Sato M, Gao Z Y. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 577: 184
- [10] Wang Yongshan(王永善), He Zhirong(贺志荣), Wang Qi(王启) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2009, 38(20): 18
- [11] Khan S, Pydi Y S, Mani P S S *et al. Sensors and Actuators A: Physical*[J], 2021, 331: 113 012
- [12] Cai Jifeng(蔡继峰), He Zhirong(贺志荣), Liu Yan(刘艳) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2009, 34(5): 64
- [13] Nazarahari A, Canadinc D. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2021, 258: 123 974
- [14] Cao Yuxian, Zhou Xianglin, Cong Daoyong *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 194: 178
- [15] Kim Woo-Chul, Lim Ka-Ram, Kim Won-Tae *et al. Progress in Materials Science*[J], 2022, 123: 100 855
- [16] Bhardwaj Akhil, Gupta Amit Kumar, Padisala Shanthan Kumar *et al. Materials Science and Engineering C*[J], 2019, 102: 730
- [17] Amir Mostafaei, Cang Zhao, Yining He *et al. Current Opinion in Solid State and Materials Science*[J], 2022, 26(2): 100 974
- [18] Demoly F, Dunn M L, Wood K L *et al. Materials & Design*[J], 2021, 212: 110 193
- [19] Jadhav A, Jadhav V S. *Materials Today: Proceedings*[J], 2022, 62: 2094
- [20] Gong Guanghao, Ye Jiajia, Chi Yiming *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 15: 855
- [21] Zhao Chunling(赵春玲), Li Wei(李维), Wang Qiang(王强) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(8): 2841
- [22] Ren Dechun(任德春), Zhang Huibo(张慧博), Li Shujun(李述军) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3218
- [23] Ren Dechun(任德春), Zhang Huibo(张慧博), Zhao Xiaodong(赵晓东) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(8): 1103
- [24] Ge Fuguo(葛福国), Peng Bei(彭倍), Ke Wenchao(柯文超) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2020, 56(8): 99
- [25] Hou Xishuo(侯熙硕), Zhao Meng(赵蒙), Wang Yongxin(王永信) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2019, 62(6): 6
- [26] Xu Xiaojing(许小静), Lin Xin(林鑫), Huang Weidong(黄卫东) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(9): 1081
- [27] Yan Taiqi(闫泰起), Chen Bingqing(陈冰清), Tang Pengjun(唐鹏钧) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2021, 48(10): 52
- [28] Zong Xuewen(宗学文), Zhang Jian(张健), Lu Bingheng(卢秉恒) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2021, 45(8): 15
- [29] Zhao Yun(赵昀), Zhao Guorui(赵国瑞), Ma Wenyu(马文有) *et al. Laser & Optoelectronics Progress*(激光与光电子学进展)[J], 2020, 57(17): 186
- [30] Han X L, Song K K, Zhang L M *et al. Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2018, 27: 1005

Effects of Laser Scanning Speed on Microstructure and Properties of Ti-Ni Shape Memory Alloy

Jiang Muchi^{1,2}, Ren Dechun², Zhao Xiaoyu², Cai Yusheng², Ji Haibin², Lei Jiafeng^{1,2}, Yang Rui^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Selective laser melting (SLM) was used to fabricate Ti-Ni shape memory alloys. The effects of scanning speed on internal defects, molten pool morphologies, phase transformation behavior and mechanical properties of the alloy were studied using OM, SEM, XRD, and room-temperature compression. The results show that with the increase of laser scanning speed, the internal defect morphology changes from a nearly regular spherical shape to an irregular one when other printing parameters of SLM remain unchanged. For instance, the width and continuity of the molten pool morphology decrease with the increase of laser scanning speed. Besides, the increasing laser scanning speed initiates that the phase composition of Ni-rich Ti-Ni shape memory alloy changes, B19' martensite content decreases, and B2 austenite content increases. And the transformation temperature of the formed Ni-rich Ti-Ni shape memory alloy decreases at first and then increases with the increase of laser scanning speed, but there is a single transformation peak during the process of temperature rise and fall. At 900 mm/s of the scanning speed, the relative density of the alloy reaches 98.5%, yielding the minimum internal defects. Simultaneously, the sample has a maximum compressive strength of 3120 MPa and a compressive strain of 41%, which is the best printing parameter to produce exceptional properties.

Key words: Ti-Ni shape memory alloy; additive manufacturing; laser scanning speed; defect type; mechanical property

Corresponding author: Ji Haibin, Ph. D., Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83970131, E-mail: hbji@imr.ac.cn