

激光与光电子学进展

扫描间距对激光选区熔化 NiTi 形状记忆合金相变行为及力学性能的影响

余春风^{1,2}, 胡永俊¹, 卢冰文^{2*}, 马文有², 王岳亮^{2**}, 董东东², 刘敏²¹广东工业大学材料与能源学院, 广东 广州 510006;²广东省科学院新材料研究所现代表面工程技术国家重点实验室, 广东 广州 510651

摘要 激光选区熔化(SLM)增材制造技术为 NiTi 形状记忆合金复杂结构件的制造开辟了新途径, 已成为智能材料领域的研究热点之一。本课题组采用光学显微镜、电子显微镜、X 射线衍射仪、差式扫描量热仪、万能材料试验机, 重点研究了扫描间距 h 对 SLM 成形 NiTi 合金相对密度、组织结构、相变行为及力学性能的影响。结果表明: 线能量密度在 100~250 J/m 范围内时, 可以获得连续且稳定的单熔道试样; 随着扫描间距 h 从 115 μm 减小到 64 μm , SLM 成形的 NiTi 合金块体中的 NiTi(B2) 相含量有所减少, 相对密度增大, 表面粗糙度减小, 相变温度 M_s 呈逐渐升高的趋势。扫描间距 $h=77 \mu\text{m}$ 时成形的 NiTi 块体试样的综合性能最佳: 相对密度为 98.5%, 抗压强度和抗拉强度分别为 3351 MPa 和 839 MPa, 第 1 次压缩循环后的可回复应变为 5.99%, 应变回复率高达 97%, 第 10、第 20 次压缩循环后的可回复应变分别为 5.77% 和 5.75%。

关键词 激光技术; 激光选区熔化; 形状记忆合金; 相变行为; 力学性能; 超弹性

中图分类号 TG139+.6; TN249

文献标志码 A

doi: 10.3788/LOP202158.1914008

Effect of Hatch Spacing on Phase-Transformation Behavior and Mechanical Properties of NiTi Shape Memory Alloy Fabricated Using Selective Laser Melting

Yu Chunfeng^{1,2}, Hu Yongjun¹, Lu Bingwen^{2*}, Ma Wenyong², Wang Yueliang^{2**},
Dong Dongdong², Liu Min²¹School of Materials and Energy, Guangdong University of Technology, Guangzhou, Guangdong 510006, China;²National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Guangdong Institute of New Materials, Guangdong Academy of Sciences, Guangzhou, Guangdong 510651, China

Abstract Selective laser melting (SLM) is a new way to manufacture complex NiTi shape memory alloy parts and has become one of the research hotspots in the field of smart materials. In this paper, an optical microscope, a scanning electron microscope, an X-ray diffractometer, a differential scanning calorimeter, and a universal material testing machine were used to investigate the effect of hatch spacing (h) on the relative density, microstructure, phase-transformation behavior, and mechanical properties of a NiTi alloy fabricated using the SLM process. The results demonstrate that when the line energy density was within the range of 100–250 J/m, a continuous and stable single

收稿日期: 2021-01-03; 修回日期: 2021-01-28; 录用日期: 2021-03-02

基金项目: 国家自然科学基金(52005113)、中国博士后科学基金资助项目(2020M682640)、广东特支计划(2019BT02C629)、广东省重点领域研发计划(2020B090923002)、广州市重点领域研发计划(202007020008)、广东省科学院实施创新驱动发展能力建设专项资金项目(2020GDASYL-20200103112)

通信作者: *lubingwen@gdinm.com; **wangyueliang@gdinm.com

track could be obtained. As the hatch spacing decreased from 115 to 64 μm , the content of NiTi (B2) phase and the surface roughness decreased while the relative density and the transformation temperature gradually increased. The NiTi sample fabricated with $h=77 \mu\text{m}$ exhibited the best overall performance. The relative density, compressive strength, and tensile strength were 98.5%, 3351 MPa, and 839 MPa, respectively. After the first compression cycle, the recoverable strain was 5.99% and the strain recovery rate was 97%. After the 10th and 20th compression cycles, the recoverable strain remained 5.77% and 5.75%, respectively.

Key words laser technique; selective laser melting; shape memory alloy; phase transformation behavior; mechanical property; superelasticity

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390

1 引言

镍钛(NiTi)合金具有独特的形状记忆效应、超弹性以及优异的生物相容性、阻尼性和耐腐蚀性^[1],在航空航天、生物医疗、汽车、机械电子、机器人等领域具有广阔的应用前景^[2]。然而,NiTi合金的化学活性大、机加工性能差,使得传统方法仅能制备结构简单的NiTi合金小型零部件,难以实现复杂结构NiTi合金零部件的成形。随着NiTi合金应用范围的逐渐扩大,简单的形状或结构限制了其进一步的应用推广以及器件的整体发展,亟需寻找一种可以实现复杂结构和形状NiTi合金的加工方式。激光选区熔化(SLM)是一种典型的金属增材制造技术,它通过将金属粉末熔化后逐层堆积来成形任意结构的零件,包括多孔结构、晶格结构、负泊松比结构和薄壁结构零件等,制备的零部件不仅精度高、致密度高,而且性能优良、稳定,为复杂结构NiTi合金的制备提供了一条新途径,成为近年来智能材料领域的研究热点之一^[3-4]。

SLM的工艺参数会直接影响NiTi合金结构件的成形质量、微观组织结构和性能。SLM的主要工艺参数包括激光功率(P)、扫描速度(v)、扫描间距(h)、铺粉厚度(t)。目前,国内外学者对SLM成形NiTi合金工艺参数的研究,主要是围绕激光功率 P 和扫描速度 v 这两个参数展开的。例如:华南理工

大学的卢海洲等^[5]发现,当激光扫描速度从80 mm/s增大到150 mm/s时,NiTi合金零件中的马氏体含量减少,奥氏体含量增加,且随着扫描速度增大,马氏体相变开始温度和奥氏体相变开始温度逐渐降低。Saedi等^[6]研究了激光功率和扫描速度对NiTi合金微观组织、硬度、相变行为的影响,结果发现:当扫描速度一定时,激光功率的增大可以提高试样的致密度;在相同的激光功率下,扫描速度的减小会使硬度和相转变温度升高;激光功率由高向低变化时,NiTi试样中的晶粒形状由方形逐渐转变为S形。另外,激光扫描间距对SLM制备的TC4、IN718和AlSi10Mg等金属构件的成形质量、微观组织结构和性能均存在直接影响^[7-10],但目前关于扫描间距对SLM制备的NiTi合金微观组织结构、相变行为和性能影响的研究较少。为了充分了解扫描间距与SLM制备的NiTi合金组织结构、性能之间的关系,本文重点探究了搭接率对合金致密度、组织结构、相变行为及力学性能的影响,有望为未来SLM制备NiTi形状记忆合金的工程化应用提供一定指导。

2 试验及方法

2.1 试验材料

试验原料是由中航迈特粉冶科技(北京)有限公司采用气雾化工艺生产的Ni₅₀Ti₅₀合金粉末,由图1可

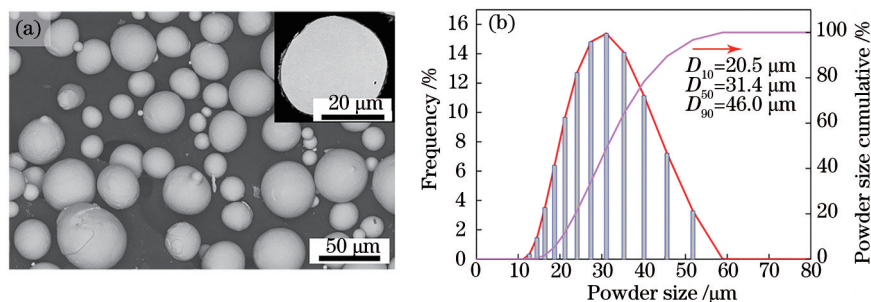


图1 Ni₅₀Ti₅₀合金粉末的形貌和粒径分布。(a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of Ni₅₀Ti₅₀ powder. (a) Powder morphology; (b) particle size distribution

见,该粉末的球形度高,分散性好,粒径分布均匀, $D_{10}=20.5\ \mu\text{m}$, $D_{50}=31.4\ \mu\text{m}$, $D_{90}=46.0\ \mu\text{m}$,完全满足 SLM 成形对原材料的要求。

2.2 试验方案

采用德国 EOS 公司生产的 EOS M290 SLM 设备进行试样的制备,该设备配备有 400 W 激光器,该激光器可发射光斑直径为 $100\ \mu\text{m}$ 的激光。在 SLM 成形过程中持续通入高纯氩气,以保证成形室

内的氧含量(体积分数)维持在 0.1% 以下,降低氧气对 NiTi 合金的影响。单熔道试样的 SLM 成形工艺参数如下:激光功率 P 为 50~250 W,扫描速度 v 为 500~1500 mm/s。多道多层块体试样的成形工艺参数如表 1 所示,采用层与层之间旋转 67° 的条带旋转扫描策略,成形的 NiTi 试样及拉伸试样的尺寸如图 2 所示,圆柱形压缩试样的尺寸为 $\Phi 4\ \text{mm} \times 8\ \text{mm}$,方块试样的尺寸为 $8\ \text{mm} \times 8\ \text{mm} \times 8\ \text{mm}$ 。

表 1 NiTi 块体的成形工艺参数

Table 1 Forming parameters of NiTi bulk samples

No.	Power P / W	Scanning speed v / (mm·s ⁻¹)	Layer thickness / μm	Hatch spacing h / μm	Volumetric energy density / (J·mm ⁻³)
1	150	1100	30	115	39.5
2	150	1100	30	103	44.1
3	150	1100	30	90	50.5
4	150	1100	30	77	59.0
5	150	1100	30	64	71.0

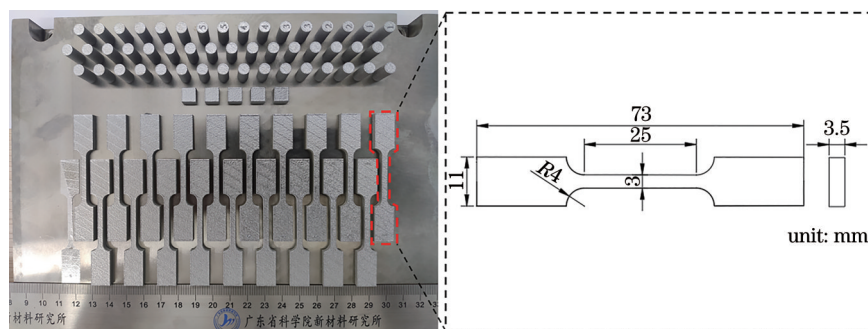


图 2 SLM 成形的 NiTi 合金块体试样以及拉伸试样的尺寸

Fig. 2 Bulk samples and dimension of tensile samples of NiTi alloy fabricated with selected laser melting (SLM)

利用电火花线切割机将试样与基板分离,然后对试样进行打磨、抛光,之后采用 Leicadmi 5000M 型光学显微镜(OM)和场发射扫描电子显微镜(SEM)观察试样的宏观成形质量及显微组织结构特征。采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD)表征试样的物相组成。利用 DSC200F3 型差式扫描量热仪(DSC)测量 NiTi 合金试样的相变温度(M_s : 马氏体转变的起始温度; M_f : 马氏体转变的终了温度; A_s : 奥氏体转变的开始温度; A_f : 奥氏体转变的终了温度),测量温度区间为 $-100\sim 100\ ^\circ\text{C}$,升温、降温速率均为 $5\ ^\circ\text{C}/\text{min}$ 。

采用 INSTRON 5982 万能材料试验机测量试样的压缩/拉伸应力-应变行为,获得压缩/拉伸断裂强度以及超弹性,其中压缩/拉伸断裂强度测试在室温下进行,载荷的加载速率为 $0.24\ \text{mm}/\text{min}$;循环压缩测试在 $A_f+15\ ^\circ\text{C}$ 下进行,载荷的加载/卸载速率均为 $0.24\ \text{mm}/\text{min}$,应力最大值控制为 $800\ \text{MPa}$,循环加载-卸载 20 次。

3 试验结果与讨论

3.1 单熔道试验

SLM 成形的 NiTi 合金零件是由一系列单熔道组成的,单熔道的质量会严重影响最终零件的精度与性能^[11-13],因此在 SLM 成形 NiTi 块体试样之前有必要先进行单熔道试验,探究激光功率和扫描速度对单熔道成形的影响。图 3 和图 4 分别是不同工艺参数下的单熔道形貌和熔道宽度。由图可见:在相同的激光功率下,熔道的宽度随着扫描速度的增大而减小;在相同的扫描速度下,熔道宽度随激光功率的升高而增大。熔道的连续性随扫描速度的增加逐渐变差,随着激光功率的减小趋于不连续。图 3 中的单熔道成形呈现出了特征分明的三个区域,其中:A 区域的线能量密度较高(大于 $250\ \text{J}/\text{m}$),熔道变平、变宽,较高的线能量密度会导致材料大量蒸发,从而带来材料成分的变化以及锁

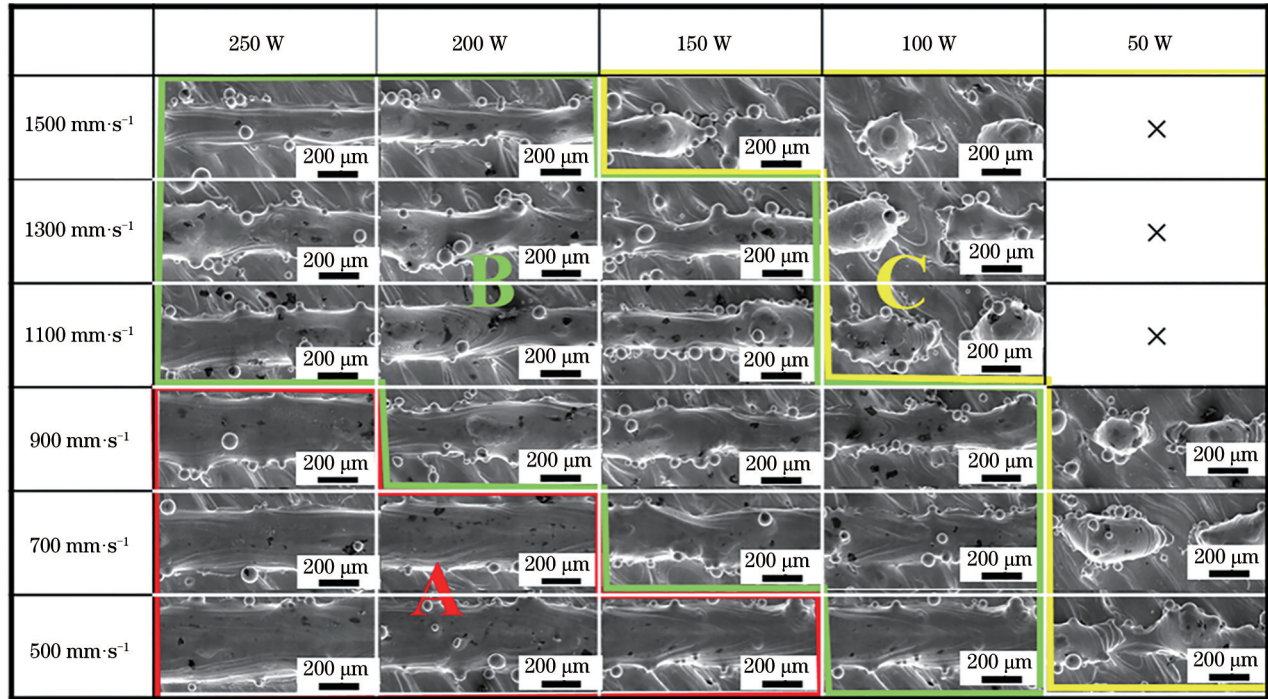


图 3 不同工艺参数下 SLM 成形 NiTi 合金单熔道试样的宏观形貌

Fig. 3 Micro appearances of NiTi single track samples fabricated with selected laser melting under different process parameters

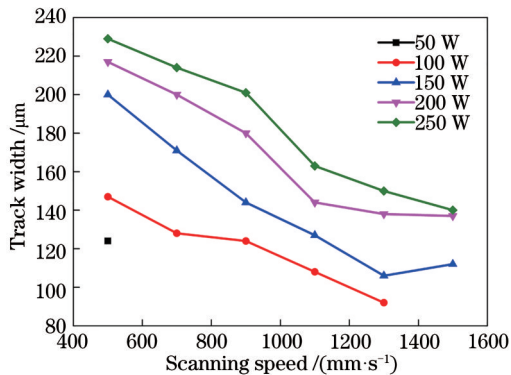


图 4 不同工艺参数下 SLM 成形 NiTi 单熔道试样的宽度
Fig. 4 Width of NiTi single track samples fabricated with selected laser melting under different process parameters

孔等缺陷^[12]; C 区由于线能量密度较低 (小于 100 J/m), 无法充分熔化粉末和基体, 难以得到连续稳定的熔道, 形成了间断的熔道或球形液滴, 甚至无法成形出单个熔道^[11]; B 区域的线能量密度适中 (在 100~250 J/m 范围内), 此时单位面积吸收的能量刚好能充分熔化粉末, 使其与基体充分结合, 因此, 单熔道较为稳定且连续性良好。

3.2 SLM 成形 NiTi 合金块体的表面形貌及相对密度

从单熔道试验中挑选出成形质量较好的工艺参数 (激光功率 $P=150\text{ W}$, 扫描速度 $v=1100\text{ mm/s}$),

在不同扫描间距下进行 SLM 成形 NiTi 合金块体的工艺优化试验。不同扫描间距下成形的 NiTi 合金块体试样的表面形貌如图 5 所示。不同扫描间距 (h) 下成形试样熔道间的搭接情况均较好, 熔道间未出现明显的孔隙, 但在扫描间距 $h=115\ \mu\text{m}$ 下成形的试样的表面粗糙度较大, 且在表面上可以观察到较多的熔渣和未熔粉末, 如图 5(a) 所示。这主要是因为能量输入过低, 单位体积粉末吸收的有效能量不足以将粉末完全熔化, 熔渣与未熔粉末在随后的成形过程中留在基体内, 与周围基体间形成孔隙。在图 5(b) 和图 5(c) 所示的试样表面仍可以观察到熔渣的存在, 但与图 5(a) 所示的试样相比, 熔渣量明显减少, 且试样表面已较为平整, 粗糙度降低。图 5(d) 和图 5(e) 所示试样的表面粗糙度较小, 在其表面上未观察到熔渣和未熔粉末的存在, 且无其他明显缺陷, 成形效果较好。可见, 随着扫描间距的逐渐减小, SLM 成形 NiTi 合金试样的表面粗糙度呈逐渐降低的趋势。

图 6 展示了不同扫描间距下成形的 NiTi 块体试样的相对密度及截面形貌。在不同扫描间距下成形的 NiTi 块体试样中未发现明显的裂纹缺陷, 但试样截面上存在球形孔洞。随着扫描间距增大, 球形孔洞的数量逐渐增多, 试样的相对密度先上升后下降, 其中在扫描间距 $h=77\ \mu\text{m}$ 下成形的试样的相

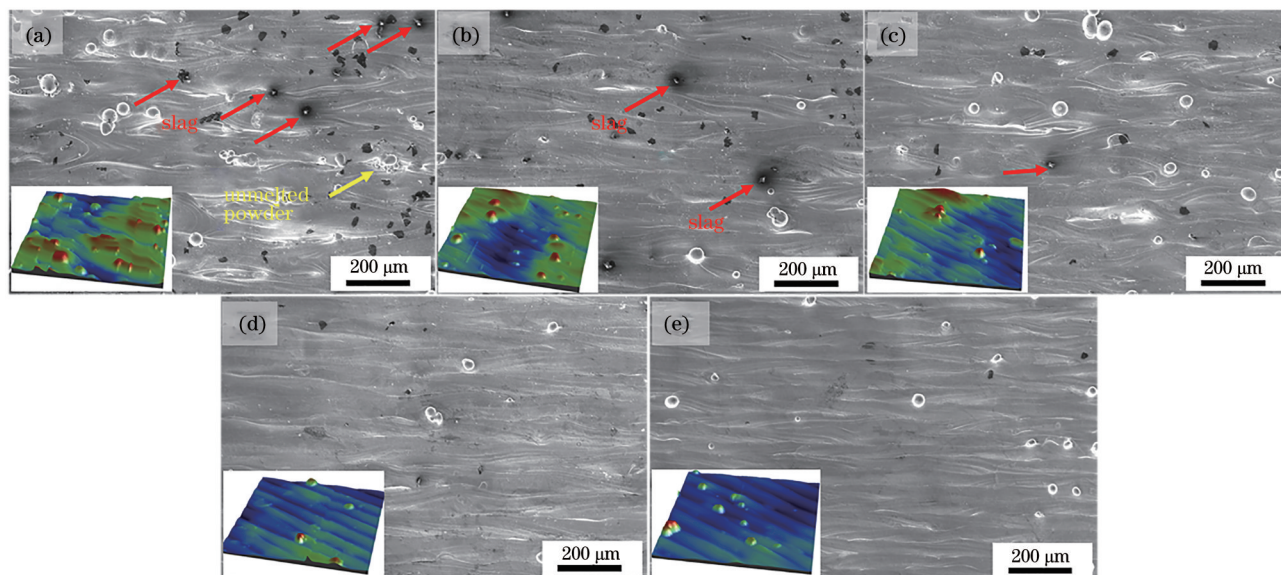


图 5 150 W 激光功率、1100 mm/s 扫描速度、不同扫描间距下成形 NiTi 合金块体试样的表面形貌及其三维轮廓图。(a) $h=115 \mu\text{m}$; (b) $h=103 \mu\text{m}$; (c) $h=90 \mu\text{m}$; (d) $h=77 \mu\text{m}$; (e) $h=64 \mu\text{m}$

Fig. 5 Surface appearances and three-dimensional contour maps of NiTi bulk samples fabricated with constant laser power ($P=150 \text{ W}$) and scanning speed ($v=1100 \text{ mm/s}$), but different hatch spacing values. (a) $h=115 \mu\text{m}$; (b) $h=103 \mu\text{m}$; (c) $h=90 \mu\text{m}$; (d) $h=77 \mu\text{m}$; (e) $h=64 \mu\text{m}$

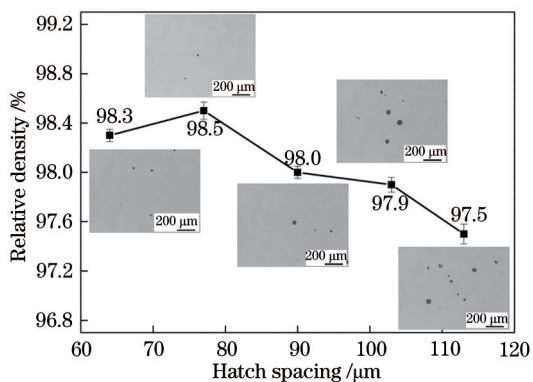


图 6 不同扫描间距下成形 NiTi 合金块体试样的相对密度及截面形貌

Fig. 6 Relative density and cross-section images of NiTi bulk samples fabricated with selected laser melting under different hatch spacing values

对密度最高, 达到了 98.5%。在 $h=90 \mu\text{m}$ 、 $h=103 \mu\text{m}$ 和 $h=115 \mu\text{m}$ 下成形的试样中, 球形孔洞的数量较多, 相对密度较低, 相对密度分别为 98.0%、97.9% 和 97.5%, 这与其成形过程中的能量密度密切相关: 能量密度偏低时, 熔池中 NiTi 合金熔体的温度较低, 流动性较差, 并且激光热源将 NiTi 合金粉末加热熔化后, 立即移动到下一个位置, 于是此处的 NiTi 合金熔体迅速凝固, 从而使得较多混在 NiTi 合金粉末中的气体无法及时逸出, 滞留在试样内部形成球形孔缺陷^[14]。在扫描间距 $h=64 \mu\text{m}$ 下

成形的试样中的孔洞较少, 但其相对密度 (98.3%) 略低于 $h=77 \mu\text{m}$ 下成形的试样。这是因为能量输入较大导致材料蒸发严重, 合金熔体来不及填充蒸发的材料或粉末中的气体来不及逸出, 熔体便已凝固成形, 形成锁孔缺陷^[11]。

3.3 SLM 成形 NiTi 合金块体的物相组成和相变行为

$\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ 合金粉末和 SLM 成形 NiTi 合金块体试样的 XRD 谱图如图 7 所示, $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ 粉末中只含有 NiTi(B2) 相, 而 SLM 成形的 NiTi 合金块体中除了

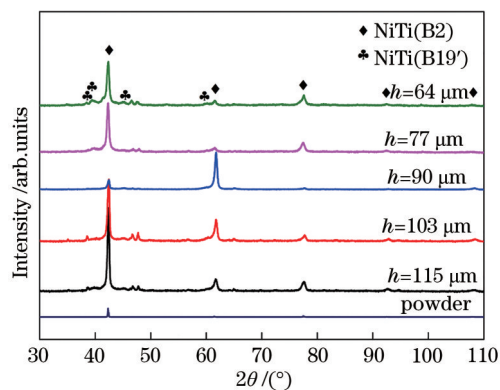


图 7 $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ 合金粉末和不同扫描间距下成形的 NiTi 合金块体试样的 XRD 图

Fig. 7 XRD spectra of $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{50}$ powder and NiTi bulk samples fabricated with selected laser melting under different hatch spacing values

含有 NiTi(B2)相之外,还存在少量 NiTi(B19')相;并且,随着扫描间距减小,NiTi(B2)相衍射峰强度有所下降[间接说明 NiTi(B2)相数量有所减少],这主要是因为室温下 NiTi 试样中的相含量与其相转变温度密切相关。

不同扫描间距下成形的 NiTi 试样和 Ni₅₀Ti₅₀ 合金粉末的 DSC 曲线如图 8 所示,其中, M_p 表示马氏体相变峰值温度, A_p 表示奥氏体相变峰值温度。由图可见,在加热和冷却过程中, Ni₅₀Ti₅₀ 粉末的 DSC 曲线上均出现了小的放热峰和吸热峰,这是由粉末传热不均匀或粉末成分不均匀导致的^[15]。不同扫描间距下成形的 NiTi 合金块体的 DSC 曲线中均存在明显的吸热峰或放热峰,说明不同扫描间距下成形的试样均具有较为稳定的相变。由图 8(a)可知: Ni₅₀Ti₅₀ 合金粉末 DSC 曲线上的吸热峰、放热峰位于最左侧;而随着扫描间距的减小,块体试样的 DSC 曲线上的吸热峰、放热峰逐渐向右偏移。 Ni₅₀Ti₅₀ 合

金粉末的相变温度 M_s 为 6.5 °C,而由图 8(b)可知在 115、103、90、77、64 μm 扫描间距下成形的 NiTi 试样的相变温度 M_s 分别为 7.0、12.7、7.3、18.5、21.8 °C。可见,不同扫描间距下成形的 NiTi 试样的相变温度 M_s 均高于 Ni₅₀Ti₅₀ 合金粉末,且随着扫描间距减小,相变温度呈逐渐升高的趋势。这是因为在 SLM 成形 NiTi 块体试样过程中, Ni 元素的沸点(2732 °C)低于 Ti 元素的沸点(3287 °C), Ni₅₀Ti₅₀ 合金粉末中的 Ni 元素在激光热源的高温作用下相对容易烧损,导致块体试样内的 Ni 元素含量低于原始粉末中的 Ni 元素含量。近等原子比 NiTi 合金的相变温度对 Ni 元素的含量非常敏感, Ni 元素每减少 0.1% (原子数分数),其相变温度升高 10 °C^[11,16],因此 SLM 成形的 NiTi 试样的相变温度高于原始粉末。此外,随着扫描间距减小,能量密度增大,较大的能量密度导致 Ni 元素的烧损更为严重,进而导致 SLM 成形的 NiTi 试样的相变温度逐加升高。

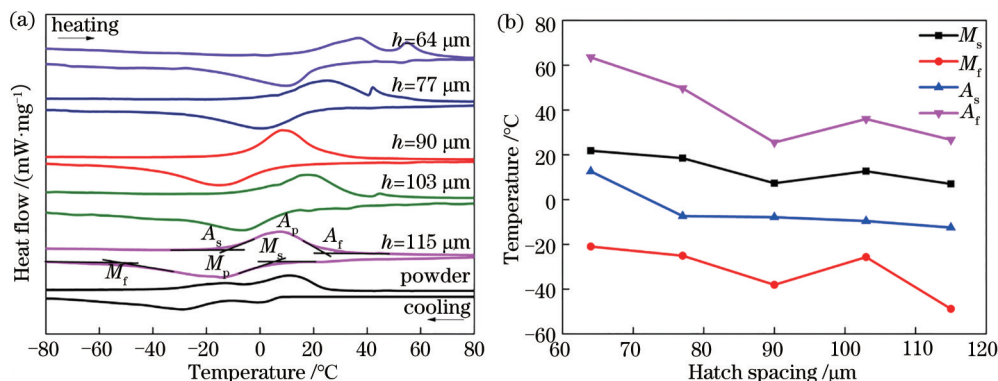


图 8 Ni₅₀Ti₅₀合金粉末和不同扫描间距下成形的 NiTi 块体试样的相变行为。(a)DSC 曲线; (b)相变温度随扫描间距的变化趋势

Fig. 8 Phase transformation behavior of Ni₅₀Ti₅₀ powder and NiTi bulk samples fabricated with selected laser melting under different hatch spacing values. (a) DSC curves; (b) change trend of phase transition temperature with hatch spacing

3.4 SLM 成形 NiTi 合金块体的力学性能和超弹性

图 9 为不同扫描间距下成形的 NiTi 块体试样的压缩/拉伸应力-应变曲线。由图 9(a)可见,所有试样均存在两个屈服平台,这是典型的双屈服现象^[17]。另外,在 64、77、90、103、115 μm 扫描间距下成形的试样的抗压强度分别为 3121、3351、3545、3596、3630 MPa,延伸率分别为 35.00%、37.66%、39.84%、39.68%、39.14%。可见:在 90、103、115 μm 扫描间距下成形的试样的抗压强度和延伸率均较高,且三者没有太大差别,而在 77 μm 扫描间距下成形的试样的抗拉强度和延伸率略有降低,在 64 μm 扫描间距下成形的试样的抗压强度和延伸率最低。这主要是因为块体试样中无大缺陷,基本为

小缺陷,而压缩性能对小缺陷不太敏感^[18]。位错密度和晶粒尺寸是影响零件压缩性能的主要因素。在 64 μm 扫描间距下成形的试样,其重熔区域由于温度较高而冷却速度较慢,该区域的晶粒较大,并且较小的扫描间距导致了较大的重熔范围,因此试样中产生了较多的粗晶,而粗晶在压缩过程中抵抗变形的能力不如细晶,故而抗压强度和延伸率均较低。

材料中的细小缺陷虽然对压缩性能影响不大,但却会显著影响拉伸性能。如图 9(b)所示,在 64、77、90、103、115 μm 扫描间距下成形的试样的抗拉强度分别为 827、839、758、541、502 MPa,延伸率分别为 7.75%、7.94%、6.89%、5.43%、5.78%。可见,随着扫描间距增大,抗拉强度和延伸率均呈先

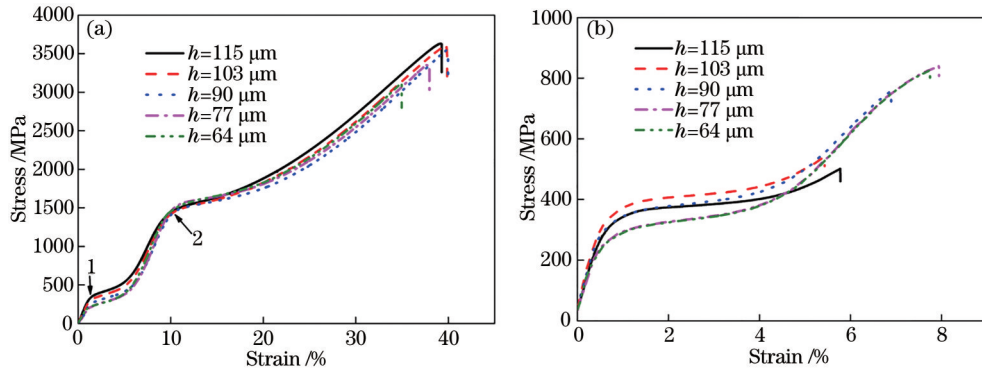


图 9 不同扫描间距下成形的 NiTi 块体试样的力学性能。(a) 压缩应力-应变曲线; (b) 拉伸应力-应变曲线
 Fig. 9 Mechanical properties of NiTi bulk samples fabricated with selected laser melting under different hatch spacing values.
 (a) Compressive stress-strain curves; (b) tensile stress-strain curves

逐渐增大后降低的趋势,其中,在 103 μm 和 115 μm 扫描间距下成形的试样的抗拉强度和延伸率较低。这主要是由于该试样内部存在较多的小孔缺陷,在拉应力的作用下,易出现应力集中,裂纹优先从小孔处产生并扩展。在 64 μm 和 77 μm 扫描间距下成形的试样的抗拉强度和延伸率均较高,但前者的拉伸性能略低于后者,这是因为前者在较高能量密度下成形,试样内部产生了较多的锁孔缺陷,因此抗拉性能有所下降。

综合考虑组织结构和力学性能的测试结果,选择 77 μm 扫描间距下成形的试样进行超弹性测试,图 10 是该试样的循环压缩应力-应变曲线以及压缩循环次数对可回复应变和不可回复应变的影响。由图 10(a) 可见,第 1 次循环中存在较大的应力滞后

和明显的应力平台,但随着循环次数增加,应力滞后后逐渐减小,应力平台逐渐消失,超弹性逐渐稳定。第 1 次压缩循环后,可回复应变为 5.99%,应变回复率高达 97%,且在第 10、第 20 次循环后可回复应变仍保持有 5.77% 和 5.75%。

图 10(b) 更加明显地展示了压缩循环次数对可回复应变和不可回复应变的影响,即:随着循环次数的增加,可回复应变发生了少许下降,从第 1 次循环的 5.99% 降至第 3 次循环的 5.80% 左右,之后便基本稳定下来;但不可回复应变随着循环次数的增加不断累积,由第 1 次循环的 0.19% 增加至第 20 次循环的 1.90%。不可回复应变之所以不断累积,主要与压缩过程中微结构缺陷的形成、残余马氏体和塑性变形有关^[19]。

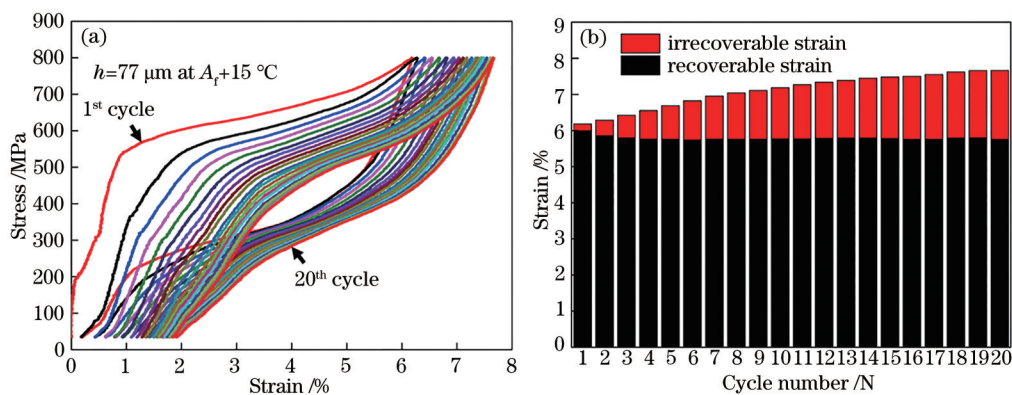


图 10 在 77 μm 扫描间距下成形的试样的超弹性。(a) 循环压缩应力-应变曲线; (b) 压缩循环次数对可回复应变和不可回复应变的影响

Fig. 10 Superelasticity of NiTi bulk samples fabricated with selected laser melting under hatch spacing of 77 μm. (a) Cyclic compressive stress-strain curves; (b) effect of cycle numbers on recoverable strain and irrecoverable strain

通过研究不同扫描间距对 NiTi 合金组织结构、相变行为、力学性能、超弹性的影响,获得了 SLM 成形 NiTi 合金的最优工艺:激光功率 $P=150$ W,扫描

速度 $v=1100$ mm/s,扫描间距 $h=77$ μm,粉末层厚 $t=30$ μm。使用此工艺参数可制备综合性能较优的 NiTi 合金:相对密度达到 98.5%,这在目前相关文

献^[20-22]报道的 SLM 成形 NiTi 块体的相对密度 (95.5%~99.5%) 中处于较高水平; 抗压强度达到 3351 MPa, 如图 11(a) 所示, 对应的延伸率为 37.66%, 与近年来相关文献^[3,15, 21, 23-25]报道的 SLM 成形 NiTi 合金的压缩性能相比更好, 说明使用上述最优工艺成形的 NiTi 试样的压缩性能较好, 抗压强度和延伸率均较高; 抗拉强度为 839 MPa, 如图 11(b) 所示, 对应的延伸率为 7.94%。图 11(b) 展示了相关文献^[21, 26-30]报道的 SLM 成形 NiTi 合金的拉伸性能, 可以发现, 本文 NiTi 试样的拉伸性能处于较

高水平。Lu 等^[27]采用 SLM 成形的 NiTi 合金的抗拉强度为 776 MPa, 延伸率为 7.2%。该 NiTi 合金的超弹性优异且稳定, 1 次、10 次和 20 次循环后的可回复应变分别为 5.99%、5.77% 和 5.75%, 可回复率高于大多数国内外相关文献^[5-6, 20, 28, 31]的报道。Saedi 等^[6]通过 SLM 技术成形了 NiTi_{49.2}, 并进行了 10 次循环压缩的超弹性表征, 表征结果显示, 第 1 次循环和第 10 次循环后的可回复应变分别为 5.77% 和 5.50%。通过对比分析可以发现本文采用的 SLM 工艺能够制备出具有良好超弹性的高性能 NiTi 合金。

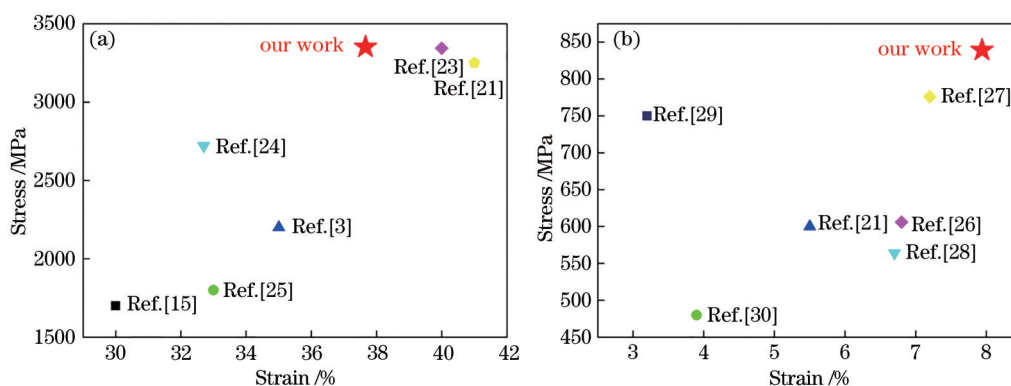


图 11 与近年来相关文献报道的力学性能的比较。(a) 压缩性能; (b) 拉伸性能

Fig. 11 Comparison of mechanical properties between our work and reported NiTi in recent years. (a) Compression performance; (b) tensile properties

4 结 论

本文重点研究了扫描间距对 SLM 成形 NiTi 合金成形质量、物相组成、相变行为、力学性能及超弹性的影响, 得到结论如下:

1) 单熔道随激光功率的增大而变宽, 随扫描速度的增大而变窄, 激光功率的增大和扫描速度的减小均有利于熔道的连续;

2) 在 100~250 J/m 范围内的线能量密度可以成形出稳定且连续的熔道。

3) 随着扫描间距减小, SLM 成形 NiTi 块体试样的表面粗糙度降低, 相对密度增大, 奥氏体相含量逐渐减少, 相变温度逐渐升高, 抗压强度和压缩延伸率呈下降趋势, 抗拉强度和拉伸延伸率呈上升趋势。

4) 选择激光功率 $P=150$ W、扫描速度 $v=1100$ mm/s、扫描间距 $h=77$ μ m 成形的 NiTi 块体试样的成形质量和综合性能较好, 相对密度可达 98.5%, 抗压强度和抗拉强度分别高达 3351 MPa 和 839 MPa; 该试样的超弹性比较稳定, 第 1 次循环压缩后的可回复应变为 5.99%, 第 10、第 20 次压缩

循环后的可回复应变分别为 5.77% 和 5.75%。

扫描间距对 SLM 成形 NiTi 试样的表面粗糙度、相对密度、相变行为、力学性能和超弹性均有一定影响。本文优化的工艺参数能成形出综合性能较好的 NiTi 合金, 这为未来 SLM 成形 NiTi 合金零件的工程化应用提供了一定指导。

参 考 文 献

- [1] Chekotu J C, Groarke R, O'Toole K, et al. Advances in selective laser melting of nitinol shape memory alloy part production[J]. Materials, 2019, 12(5): E809.
- [2] Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0500002.
顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0500002.
- [3] 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.
- [4] Hu Z H, Song C H, Liu L Q, et al. Research progress of selective laser melting of nitinol[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(12): 1202005.
胡泽华, 宋长辉, 刘林青, 等. 镍钛合金激光选区熔化成形技术研究进展[J]. 中国激光, 2020, 47(12): 1202005.
- [5] Lu H Z, Ma H W, Luo X, et al. Influence of laser scanning speed on phase transformation and superelasticity of 4D-printed Ti-Ni shape memory alloys[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2020, 56(15): 65-71.
卢海洲, 马宏伟, 罗炫, 等. 激光扫描速度对 4D 打印钛镍形状记忆合金相转变和超弹性的影响[J]. 机械工程学报, 2020, 56(15): 65-71.
- [6] Saedi S, Moghaddam N S, Amerinatanz A, et al. On the effects of selective laser melting process parameters on microstructure and thermomechanical response of Ni-rich NiTi[J]. Acta Materialia, 2018, 144: 552-560.
- [7] Li Q. Study on process and properties of medical porous Ti6Al4V (ELI) alloy formed by SLM[D]. Guangzhou: South China University of Technology, 2019.
李卿. 激光选区熔化成形医用多孔 Ti6Al4V(ELI)合金工艺及性能研究[D]. 广州: 华南理工大学, 2019.
- [8] Li J. Process and properties of Ni-based 718 alloy formed by selective laser melting[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2018.
李剑. IN718 合金的选区激光熔化成形工艺及性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2018.
- [9] Yuan G C. Effect of processes on microstructure and properties of AlSi10Mg alloy produced by selective laser melting[D]. Maanshan: Anhui University of Technology, 2019.
袁广辰. 工艺对选择性激光熔化 AlSi10Mg 合金组织与性能的影响[D]. 马鞍山: 安徽工业大学, 2019.
- [10] Chen X J, Zhao G R, Dong D D, et al. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by selective laser melting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(12): 1202002.
陈秀娟, 赵国瑞, 董东东, 等. 选区激光熔化制造 Inconel 625 高温合金的组织力学性能[J]. 中国激光, 2019, 46(12): 1202002.
- [11] Haberland C, Elahinia M, Walker J M, et al. On the development of high quality NiTi shape memory and pseudoelastic parts by additive manufacturing[J]. Smart Materials and Structures, 2014, 23(10): 104002.
- [12] Walker J M, Haberland C, Andani M T, et al. Process development and characterization of additively manufactured nickel-titanium shape memory parts[J]. Journal of Intelligent Material Systems and Structures, 2016, 27(19): 2653-2660.
- [13] Balbaa M, Mekhriel S, Elbestawi M, et al. On selective laser melting of Inconel 718: densification, surface roughness, and residual stresses[J]. Materials & Design, 2020, 193: 108818.
- [14] Song B, Zhao X, Li S, et al. Differences in microstructure and properties between selective laser melting and traditional manufacturing for fabrication of metal parts: a review[J]. Frontiers of Mechanical Engineering, 2015, 10(2): 111-125.
- [15] Andani M T, Saedi S, Turabi A S, et al. Mechanical and shape memory properties of porous Ni_{50.1}Ti_{49.9} alloys manufactured by selective laser melting[J]. Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, 2017, 68: 224-231.
- [16] Lu B W, Cui X F, Ma W Y, et al. Promoting the heterogeneous nucleation and the functional properties of directed energy deposited NiTi alloy by addition of La₂O₃[J]. Additive Manufacturing, 2020, 33: 101150.
- [17] Jiang S Y, Zhang Y Q. Microstructure evolution and deformation behavior of as-cast NiTi shape memory alloy under compression[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22(1): 90-96.
- [18] Meier H, Haberland C. Experimental studies on selective laser melting of metallic parts[J]. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 2008, 39(9): 665-670.
- [19] Saedi S, Turabi A S, Andani M T, et al. The influence of heat treatment on the thermomechanical response of Ni-rich NiTi alloys manufactured by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 677: 204-210.
- [20] Dadbakhsh S, Speirs M, Kruth J P, et al. Effect of SLM parameters on transformation temperatures of shape memory nickel titanium parts[J]. Advanced Engineering Materials, 2014, 16(9): 1140-1146.
- [21] Ren D C, Zhang H B, Liu Y J, et al. Microstructure and properties of equiatomic Ti-Ni alloy fabricated by selective laser melting[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 771: 138586.
- [22] Zhao C Y, Liang H L, Luo S C, et al. The effect of energy input on reaction, phase transition and shape memory effect of NiTi alloy by selective laser melting

- [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 817: 153288.
- [23] Meier H, Haberland C, Frenzel J. Structural and functional properties of NiTi shape memory alloys produced by selective laser melting[M]//*Innovative developments in virtual and physical prototyping*. Boston: CRC Press, 2011: 291-296.
- [24] Haberland C, Meier H, Frenzel J. On the properties of Ni-rich NiTi shape memory parts produced by selective laser melting[C]//*Proceedings of ASME 2012 Conference on Smart Materials, Adaptive Structures and Intelligent Systems*, September 19-21, 2012, Stone Mountain, Georgia, USA. New York: ASME, 2013: 97-104.
- [25] Lu B W, Cui X F, Feng X R, et al. Direct rapid prototyping of shape memory alloy with linear superelasticity via plasma arc deposition[J]. *Vacuum*, 2018, 157: 65-68.
- [26] Moghaddam N S, Saghaian S E, Amerinatanzi A, et al. Anisotropic tensile and actuation properties of NiTi fabricated with selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 724: 220-230.
- [27] Lu H Z, Yang C, Luo X, et al. Ultrahigh-performance TiNi shape memory alloy by 4D printing [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 763: 138166.
- [28] Yang Y, Zhan J B, Li B, et al. Laser beam energy dependence of martensitic transformation in SLM fabricated NiTi shape memory alloy[J]. *Materialia*, 2019, 6: 100305.
- [29] Bimber B A, Hamilton R F, Keist J, et al. Anisotropic microstructure and superelasticity of additive manufactured NiTi alloy bulk builds using laser directed energy deposition[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2016, 674: 125-134.
- [30] Wang X B, Kustov S, van Humbeeck J. A short review on the microstructure, transformation behavior and functional properties of NiTi shape memory alloys fabricated by selective laser melting [J]. *Materials*, 2018, 11(9): 1683-1690.
- [31] Moghaddam N S, Saedi S, Amerinatanzi A, et al. Achieving superelasticity in additively manufactured NiTi in compression without post-process heat treatment[J]. *Scientific Reports*, 2019, 9: 41-45.