

工艺参数对 SLM 成形 NiTi 合金组织及力学性能的影响

方嘉铖¹ 刘 洋¹ 李治国² 王永刚¹

(1. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室; 2. 中国工程物理研究院冲击波物理与爆轰物理重点实验室)

摘 要 研究了激光功率和扫描速度对 NiTi 合金成形品质、显微组织和力学性能的影响,并引入能量密度来确定 NiTi 合金的 SLM 最优工艺成形区间。结果表明,随着激光功率和扫描速度增加,试样的微观组织变得均匀。但是,激光功率对相屈服强度影响很大,而扫描速度对位错屈服强度影响很大。最优工艺参数:激光功率为 85 W、激光扫描速度为 750 mm/s,层厚为 25 μm,扫描间距为 60 μm,试样显微组织呈最完整的方形晶粒结构,在准静态试验表现出优异的压缩性能。

关键词 选区激光熔化; NiTi 合金; 能量密度; 力学性能; 显微组织

中图分类号 TG146, TG139+.6

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.12.021

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Effects of Processing Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of NiTi Alloy by Selective Laser Melting

Fang Jiacheng¹, Liu Yang¹, Li Zhiguo², Wang Yonggang¹

(1.Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education of China, Ningbo University;

2.National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics, China Academy of Engineering Physics)

Abstract: The influence of laser power and scanning rate on the microstructure and mechanical properties of NiTi alloy was investigated. Energy density was introduced to determine the optimum process forming interval of SLM NiTi alloy. The results indicate that with the increase of laser power and scanning rate, the microstructure of the specimens presents homogeneous. However, the laser power has great influence on the phase yield strength, while scanning rate has great effect on the dislocation yield strength. Finally, the optimal process parameters are determined as follows: laser power of 85 W, scanning rate of 750 mm/s, layer thickness of 25 μm and hatch spacing of 60 μm, where the specimens exhibit typical square grain structure and excellent compression performance in quasi-static test.

Key Words: Selection Laser Melting, NiTi Alloy, Energy Density, Mechanical Property, Microstructure

作为一种新型的功能材料,镍钛合金因拥有轻质、高比强度、高耐热性、强耐腐蚀性、生物相容性、超弹性和形状记忆效应等优点而备受研究者关注^[1]。目前, Ni-Ti 合金的制备方式主要有熔铸法、粉末冶金法和金属沉积法,但是这些方法大多存在加工出的试样组织不均匀、相变复杂、冶金缺陷难以调控等问题,从而对其力学性能产生较大影响。近年来,增材制造(Additive Manufacturing,简称 AM)工艺受到研究者广泛关注,它是基于计算机辅助设计数据,采用材料逐层累积的方法来制造零件,是一种“自下而上”材料累加制造方法^[2,3]。根据其制造方法不同,主要分为选区激光熔化

(Selective Laser Melting,简称 SLM)、电子束选区熔化、选区激光烧结、熔融沉积成形等,其中应用范围最广的是选区激光熔化工艺^[4]。

SLM 工艺采用极细小的高能量密度的激光束逐层熔化金属粉末,在这个过程中,主要工艺参数如激光功率、扫描速度、层厚、扫描间距、扫描策略、成形方向等都会对成型件的微观组织以及内部缺陷如孔洞、裂纹等产生直接影响,进而对其力学性能产生重要影响^[5]。因此,寻找理想的工艺窗口是 SLM 成形致密 NiTi 零件的关键。WANG C 等^[6]将 SLM 成形 NiTi 合金的微观结构与能量密度进行关联,发现使用低能量密度会引起

收稿日期:2021-06-04;修改稿收到日期:2021-08-12
基金项目:国家自然科学基金资助项目(11972202,51905279);科学挑战计划资助项目(TZ2018001);国防科技重点实验室稳定支持科研资助项目(JCKYS2019212009);国防科技重点实验室基金资助项目(6142A03201002)
第一作者简介:方嘉铖,男,1997 年出生,硕士研究生,浙江宁波(315211),E-mail:695059893@qq.com
通信作者:王永刚,男,1976 年出生,教授,浙江宁波(315211),E-mail:wangyonggang@nbu.edu.cn
引用格式:方嘉铖,刘洋,李治国,等. 工艺参数对 SLM 成形 NiTi 合金组织及力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(12):1 553-1 559.
FANG J C, LIU Y, LI Z G, et al. Effects of processing parameters on microstructure and mechanical properties of NiTi alloy by selective laser melting[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(12):1 553-1 559.

粉末严重的熔合不均匀,中等能量密度情况下合金固结效果好但显微组织不均匀,而增加激光能量密度消除了熔合缺陷并使组织均匀化,但引入了小孔缺陷。关凯^[7]对激光选区熔化成形 NiTi 合金的成形质量、组织特征、相变行为和演变机制等进行了深入研究,并确定了研究所需要的良好的工艺参数区间。顾冬冬等^[8]研究发现,激光功率过高或过低都会使成 NiTi 合金性能不佳,导致变形或开裂,扫描速率越高,越容易引起“球化”现象,且成形件的抗拉强度、尺寸精度越低。SAED I 等^[9]对比了不同激光功率和扫描速度下 NiTi 合金的显微组织。发现制造完全致密的零件,应将高激光功率与高扫描速度结合使用,或者将低激光功率与低扫描速度结合使用,同时中等能量密度下产生了方形晶粒,高能量密度下产生了 S 形拉长晶粒。ZHANG B C 等^[10]研究了在不同扫描速度下 SLM 制成的 NiTi 合金的微观结构和相组成。发现在 100 W 的功率下,采用低扫描速度可以在具有精细马氏体组织的试样中发现均匀的 NiTi 合金相,随着扫描速度的增加,可以在试样中观察到 Ti₂Ni 相。MOGHADDAM N S 等^[11]采用不同的扫描间距来研究 NiTi 合金的超弹性响应,发现随着扫描间距在其范围内减小,合金熔池边界更清晰,维氏硬度更高,且表现出 5.62% 的应变恢复和 98% 的超弹性。

本课题在不同工艺参数下 SLM 成形 NiTi 合金,采用光学显微镜、扫描电镜及电子背散射衍射表征试样的显微组织,利用 MTS 材料试验机对圆柱试样进行准静态压缩试验(应变速率为 10⁻³ s⁻¹)。最终确定 SLM 成形 NiTi 合金的最优工艺,为 NiTi 合金在工业中的应用提供参考。

1 试验材料制备及流程

1.1 粉末结构材料

试验用 Ni-Ti 合金,Ni 与 Ti 质量比约为 56 : 44,化学成分见表 1。制备方法为雾化法,雾化球形 NiTi 粉末的平均粒径为 35.4 μm,粉末形貌见图 1。可以看出,NiTi 粉末的球形度较好,这保证了其良好的铺展性,粉末径粒分布见图 2。试验前将粉末在 80 ℃ 下烘干 12 h,以去除粉末中的水分。

表 1 NiTi 粉末的化学成分

Tab.1 Chemical composition of NiTi powders %				
wt%				
Ni	C	O+N	Co	Cu
56.57	≤0.050	<0.010	<0.010	<0.010
Cr	H	Fe	Nb	Ti
<0.010	0.002	0.021	<0.010	余量

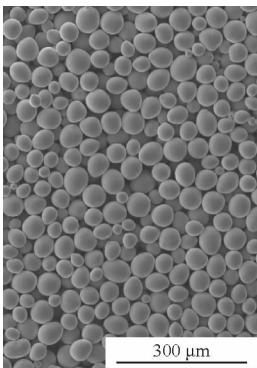


图 1 NiTi 合金粉末
扫描电镜形貌
Fig.1 SEM morphology
of NiTi powders

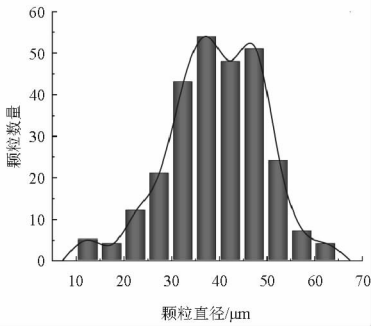


图 2 NiTi 合金粉末粒径
分布图
Fig.2 Grain size distribution
of NiTi powders

1.2 SLM 工艺

采用 Concept Laser Mlab 100R 型激光选区熔化设备,该设备采用 Fiber laser 100 W 连续光纤激光器,激光光斑直径约为 50 μm,装备了保护气氛填充装置和循环净化装置,以防止加工过程中金属氧化。在试验前,往成形腔体中充入氩气,保证成形腔体中的氧含量低于 1.0×10⁻⁹。利用铺粉装置将粉末均匀地铺放在基板上,激光束在计算机的控制下,按二维切片的轮廓信息,选择性地在粉末上进行扫描。图 3 为扫描路径及加工零件。完成一层扫描后再铺一层粉末,激光旋转 90°后重新进行扫描,重复此过程直至完成加工。成形试样尺寸分别为 5 mm×5 mm×5 mm 和 ϕ5 mm×5 mm,方块试样 BD、ND 和 TD 分别代表成形方向、法线方向和横向,将用于 EBSD 分析,圆柱试样用于力学性能测试。

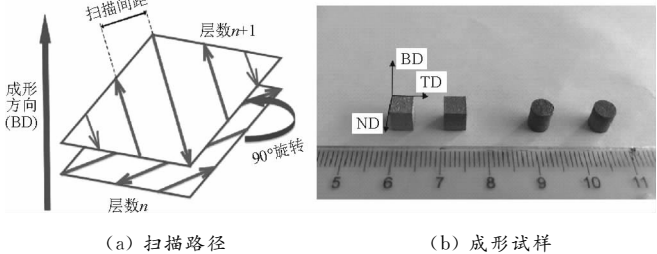


图 3 扫描路径示意图和成形试样
Fig.3 Schematic diagram of scanning path and specimens

为了定量研究选区激光熔化 NiTi 合金的孔隙率以及力学性能与能量密度的关系,采用不同的工艺参数进行试样,并用激光能量密度 E 来表征,计算如下:

E = P / (v h_s t) (1)

式中,E 为材料的能量密度,J/mm³;P 为激光功率,W;v 为扫描速度,mm/s;h_s为扫描间距,mm;t 为层厚,mm。在试验中 h_s为 60 μm,t 为 25 μm,首先使用激光功率为 55~95 W 和扫描速度为 300~1 200 mm/s 进行单一因素试验。表 2 为 SLM 成形工艺参数设置。

表 2 SLM 成形工艺参数
Tab.2 SLM fabrication parameters

编号	激光功率/W	扫描速度/(mm·s ⁻¹)	能量密度/(J·mm ⁻³)
A ₁	55	600	61.1
A ₂	70	600	77.8
A ₃	85	600	94.4
A ₄	95	600	105.6
B ₁	85	300	188.9
B ₂	85	750	75.5
B ₃	85	900	62.9
B ₄	85	1 200	47.2

1.3 结构表征与力学测试

采用线切割法将成形后的试样从基板上切下,利用 SD-200L 电子密度仪测定试样的致密度,并通过 VHX-S50 型金相显微镜(OM)分析试样致密度。方块试样通过 XQ-2B 镶嵌机镶嵌并用不同目数的砂纸进行粗磨和细磨,最后使用0.05 μm 的金刚石悬浮液在自动精密研磨机上抛光试样。将试样用腐蚀液(体积配比为82.7%的 H₂O,14.1%的 HNO₃和3.2%的 HF)腐蚀 90 s,使用 VHX-S50 型金相显微镜、SU-5000 型扫描电镜、CHANHEC5 型电子背散射衍射(EBSD)对试样的表面形貌和显微组织进行表征分析。采用 MTS810 材料试验机对试样进行准静态压缩测试,应变速率为 10⁻³ s⁻¹,加载方向与成形方向(BD)平行,每个参数压缩 3 个试样,使得压缩曲线均匀且接近。为确保数据的可靠性和准确性,使用动态数字图像相关性(Digital Image

Correlation,DIC)全场应变测量技术进行实时测量。压缩期间,使用钨钢分别垫放在圆柱试样两端,同时为了使压缩试样期间的摩擦最小化,在钨钢与机器接触面涂抹少量凡士林。

2 试验结果与分析

2.1 致密度与成形质量

图 4 为 SLM 成形 NiTi 合金试样的致密度随激光能量密度的关系。图 5 为相应的表面形貌。可以看出,随着激光能量密度增加,试样的致密度逐渐增加,直到在 75.5 J/mm³ 处达到最大值,致密度约为99.2%,且试样表面没有明显的缺陷。但超过该能量密度后,试样致密度保持稳定,但是随着能量密度继续提升,虽然其表面没有明显的宏观缺陷,但大量球形小孔和裂纹的渗入

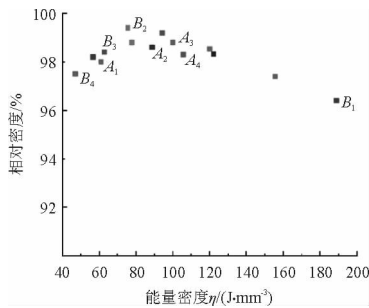


图 4 SLM 成形 NiTi 合金的能量密度与致密性关系图
Fig.4 Relationship diagram between energy density and relative density of SLM NiTi alloy

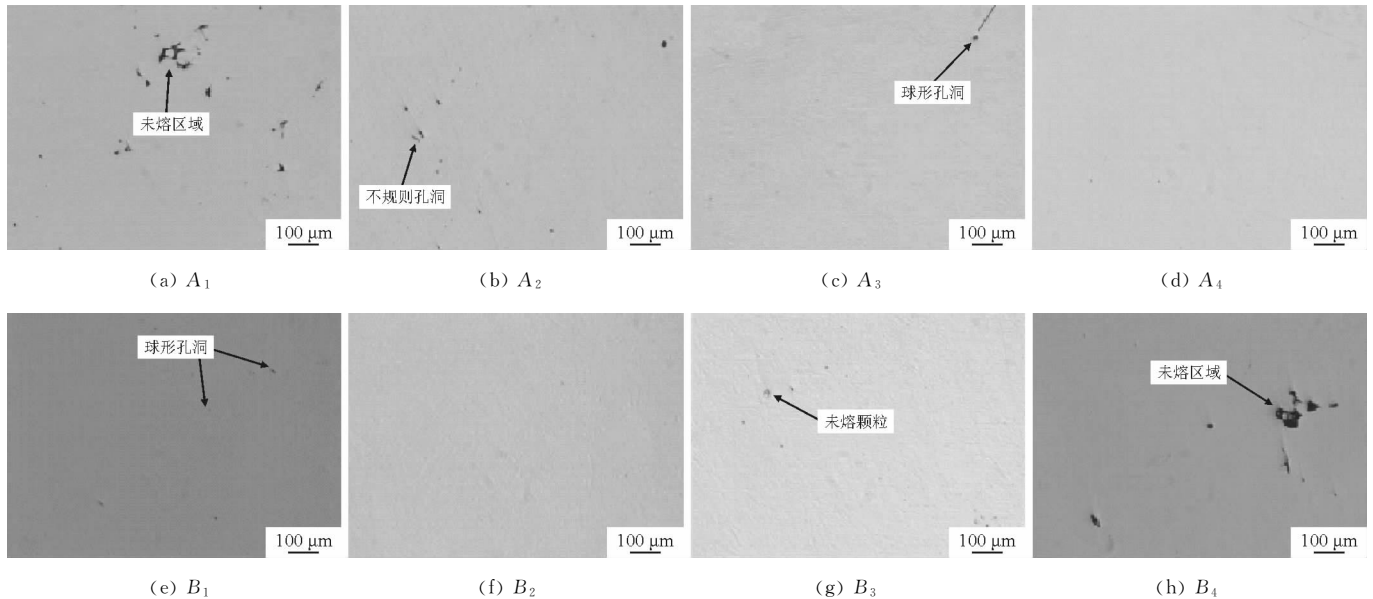


图 5 SLM 成形 NiTi 合金试样不同状态下组织形貌
Fig.5 Microstructure of SLM formed NiTi alloy at different conditions

使试样的致密度逐渐下降至96.4%。

由图 5 可以看出,在 B₄ 和 A₁ 试样表面存在大量的未熔区域,这是由于能量密度过低导致熔池温度过

低,不足以完全熔化粉末,从而导致粉末残留。随着能量密度增大,试样表面的不规则孔隙的数量明显减少且没有大范围的未熔区域,但存在部分未熔小颗粒(见图

5g),这是因为虽然提升了激光功率,但是由于速度过快导致激光能量密度不足,熔池温度偏低,熔体的粘度偏大、流动性不足而导致明显的未熔颗粒。当激光能量密度增加到 75.5 J/mm^3 时,试样表面几乎没有观察到不规则孔隙,最终制备的试样致密度最大(99.2%)。 A_2 和 B_2 的能量密度相差不大,但是 A_2 中可以看到几个很明显的规则孔隙,这是由于 A_2 相比于 B_2 ,其激光功率和扫描速度都有所下降,因此导致了熔池不稳定或未完全熔化。随着能量密度继续上升,可以明显发现试样表面不规则孔隙和未熔物有所下降,宏观缺陷消失,但 A_1 、 A_3 和 B_1 表面都存在部分球形孔洞,这些球形孔洞是由于熔池中的气体滞留或镍蒸发造成的,试验表明,能量密度过高或者过低都会使试样产生成形缺陷。

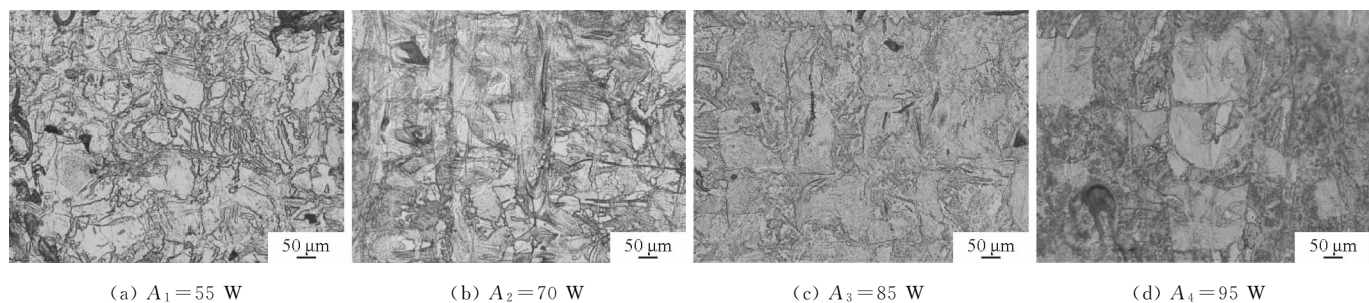


图 6 不同的激光功率下采用 600 mm/s 的扫描速度 SLM-NiTi 成形方向(BD)显微组织

Fig.6 Optical micrographs of SLM-NiTi along building direction at 600 mm/s under various laser power

结构最致密。

图 7 是激光功率为 85 W,扫描速度分别为 300、750、900 和 1 200 mm/s 时制备的 $B_1 \sim B_4$ 试样的显微形貌。可以看出,组织结构和晶粒尺寸随着扫描速度的改变而改变。在 B_2 、 B_3 、 B_4 试样内部形成了方形晶粒,且 B_2 表面的晶粒结构更加完整清晰, B_3 和 B_4 试样中也有方形晶粒存在,但是由于能量密度过低从而使熔池

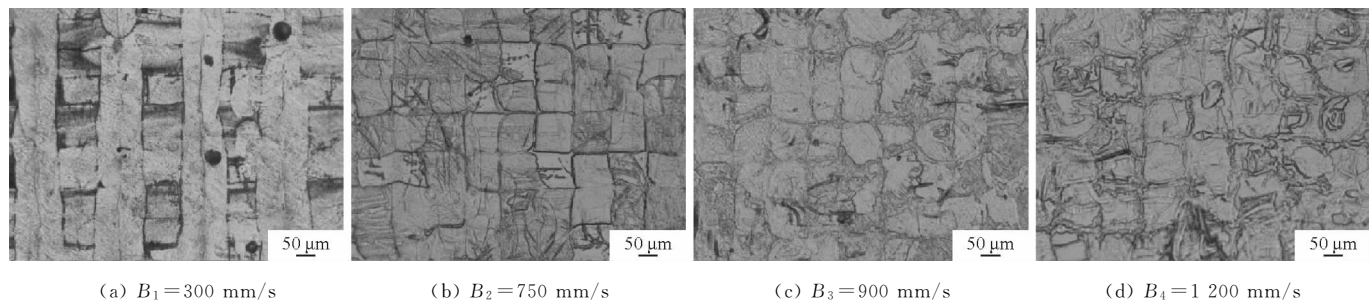


图 7 在 85 W、不同的扫描速度下 SLM-NiTi 成形方向(BD)光学显微组织

Fig.7 Optical micrographs of SLM-NiTi along building direction at 85 W and various scanning rates

其他试样要好。

对能量密度差异较大的 B_4 、 B_2 、 B_1 ($B_4 < B_2 < B_1$) 进行电镜和电子背散射衍射观察,见图 8。可以看出, B_1 表面存在大量的尺寸较大的裂纹,这些裂纹大部分都是由孔洞处引伸而来,原因是激光能量密度过高,使得熔池温度急剧上升,材料内部产生大量残余热应力且

2.2 微观结构观察与分析

图 6 是扫描速度为 600 mm/s,激光功率分别为 55、70、85 和 95 W 时制备的 $A_1 \sim A_4$ 试样的显微形貌。可以看出, A_1 表面晶粒结构边界无法观察到,存在的晶粒完全处于密集状态,同时周围还伴随大量杂质。 A_2 表面可以看到有方形晶粒结构,但是由于功率过低从而表面未完全形成边界轮廓。随着功率上升,表面呈现一定的方形轮廓, A_3 试样密度最高,微观结构最均匀,从中可以看到方形晶粒轮廓的雏形。然而 A_4 表面虽呈现出了方形晶粒轮廓,但是表面由于温度偏高导致晶粒表面产生过熔现象并伴随孔洞的出现。结果表明,随着功率增加,表面晶粒结构能接近完整,但过高的功率会导致过烧现象,因此在 4 种功率下, A_3 (85 W) 试样微观

温度过低,使表面形成了不规则的晶粒结构, B_3 和 B_4 的能量密度虽然和 A_1 的接近,但是其微观晶粒结构比 A_1 更加规则,这可能是提高激光功率带来的好处。 B_1 由于温度过高导致轮廓边界被完全覆盖过烧,而且也产生了大量孔洞。结果表明,随着扫描速度的增加,试样表面晶粒轮廓先趋于完整,随后趋近于不完整,当扫描速度为 600~1 200 mm/s 的试样晶粒完整度比

在孔洞末端集中,在逐渐冷却过程中释放,最终形成开裂,这些裂纹是 B_1 致密度低的主要原因。 B_2 试样致密度最好,可以发现方形晶粒轮廓清晰,且方形边长约为 $60 \mu\text{m}$,与扫描间距相等。 B_4 表面存在明显的未熔区域,这是因为熔池温度太低因而无法熔化颗粒粉末,虽然使用较高的扫描速度有利于快速生产,但也会导致

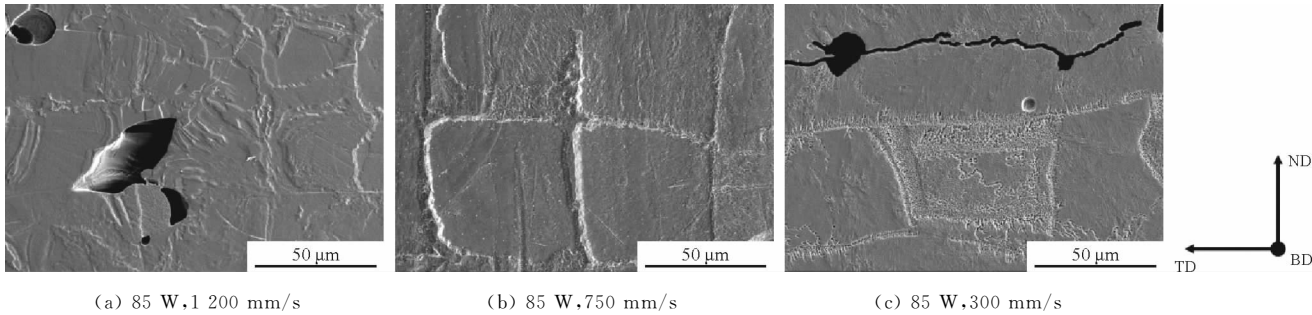


图 8 3 种能量密度下 SLM 成形 NiTi 合金试样显微形貌

Fig.8 SEM morphology of specimens under different energy densities

零件具有较低的品质,要严格控制杂质。

图 9 为 B_4 、 B_2 、 B_1 试样的电子背散射衍射结果。从图 9a 可以看出, B_4 中每一个大晶粒形状各异且存在晶界角差异,但是存在大量细小晶粒,且这种细小晶粒在能量密度大的时候更密集见图 9c,可能是该工艺下

温度过高导致的内应力大使得晶粒细化严重。从图 9b 可以看出, B_2 中 IPF 在 TD-ND 面上呈棋盘状, NiTi 合金的晶粒大小区别明显,中心地带以粗大方形晶粒为主,但边界处以细小晶粒为主,这可能是由于大量的亚晶界和位错造成的。

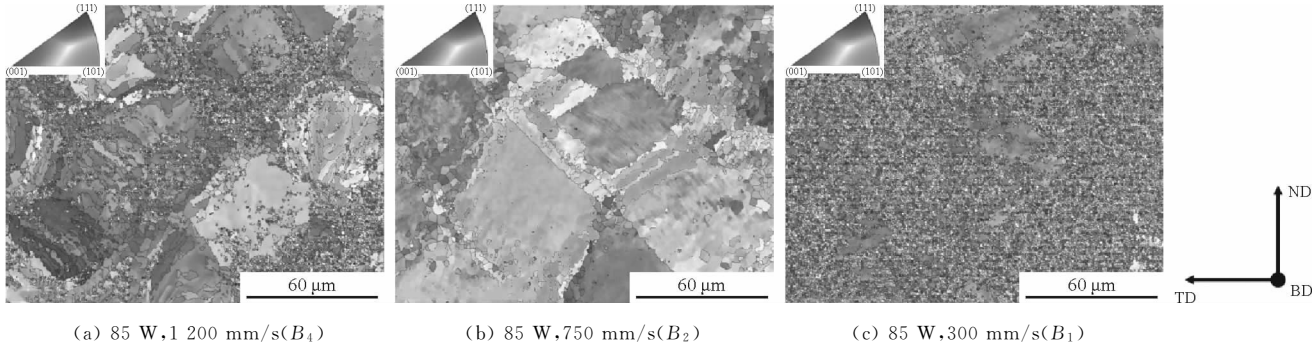


图 9 3 种能量密度下的试样电子背散射衍射 (EBSD)

Fig.9 EBSD maps of specimens under different energy densities

2.3 力学性能结果与分析

常温下, NiTi 合金组织处于马氏体状态。图 10 为不同扫描功率下 NiTi 合金的准静态压缩曲线。该合金在受力变形后产生了两个阶段的变形: 马氏体重取向(可逆)及位错滑移(不可逆)。其可逆非弹性变形中通常是由于结构域及孪晶边界的移动引起结构域内晶体重取向造成的, 如果在马氏体逆向变温度范围内加热就可以完全恢复之前的形状, 而当应力足够大超过了位错屈服极限时, 由于位错的运动与增殖, 发生了不可逆的塑性变形, 此时不能完全恢复之前的形状, 因此, 对应的曲线大致形状也体现为“双屈服、双弹性、双非弹性”形态^[12,13]。为方便讨论, 应力应变特征参数采用 Belyaev 的定义^[14], 可以看到, 所有参数形成的曲线均先经过最初的弹性变形阶段, 材料达到相屈服极限 σ_{ph} 处, 材料进入非弹性变形阶段, 随后再经过弹性变形阶段, 直到材料达到位错屈服极限 σ_d 处, 即发生了位错变形, 随后进入了非弹性变形(塑性变形)阶段。图 11 为不同激光功率制备的 SLM-NiTi 合金相屈服强度 σ_{ph} 和位错屈服强度 σ_d 的变化曲线。可以看到, A_1 拥有最高的相屈服强

度, 即应力诱发马氏体相变的值约为 361 MPa, 这可能与功率的变化导致其微观组织内产生了大量位错有关, 从而影响了力学性能, 而从图 5 中 A_1 也可明显看出, 其内部的晶粒分布混乱。而随着功率增加, 相屈服强度明显下降直至稳定, A_3 和 A_4 的相屈服强度为 155 MPa 和 147 MPa。随着功率上升, 位错屈服强度也有

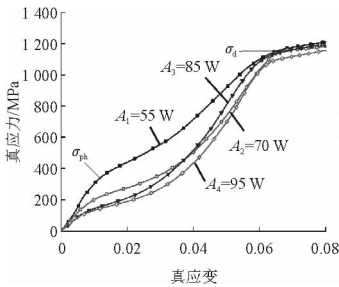


图 10 不同激光功率下 SLM 成形 NiTi 准静态压缩试验

Fig.10 The quasi-static compression of SLM forming NiTi with different laser powers

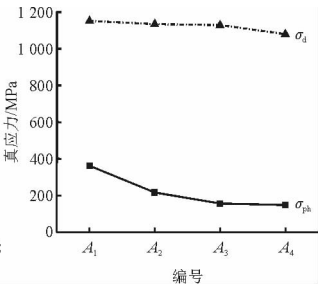


图 11 不同激光功率下 SLM 成形 NiTi 合金的相屈服强度 σ_{ph} 和位错屈服强度 σ_d

Fig.11 Phase yield strength and dislocation yield strength of SLM forming NiTi alloy under different laser powers

所下降,但是下降程度并不是很大,随后部分曲线在塑性流动部分表现为重合且相互平行。由此可见,功率对位错屈服强度的影响不是很大,相反对相屈服强度有着很大的影响。另外,为制得合格的试样,要将功率提升,虽然降低功率能够带来足够强的相屈服强度,但是代价就是引入未熔等严重缺陷。

图12为不同扫描速度下 NiTi 合金试样的准静态压缩曲线。图13为不同扫描速度下制备的 SLM-NiTi 合金相屈服强度 σ_{ph} 和位错屈服强度 σ_d 的变化曲线。可以看出, B_2 在室温下具有良好的位错屈服强度,约为 1 200 MPa,但随着扫描速度上升,位错屈服强度明显下降。此外, A_3 的位错屈服强度与 B_2 接近,而 B_3 、 B_4 的位错屈服强度有略微的下降,最低位错屈服强度为 B_1 ,这与其内部存在的大量裂纹有关。经历位错屈服点后进入塑性流动部分,以上曲线并没有明显变化,基本上保持平行。由此可见,随着扫描速度上升,室温下试样的相屈服强度并不会会有明显差异,而试样的位错屈服强度和最大抵抗强度在研究变量内会呈现正态分布趋势。另外,如果功率不变情况下,提高扫描速度会导致形成未熔区域,从而使打印效果不佳,但是较高的扫描速度能有效减少低扫描速度所带来的更严重的缺陷。

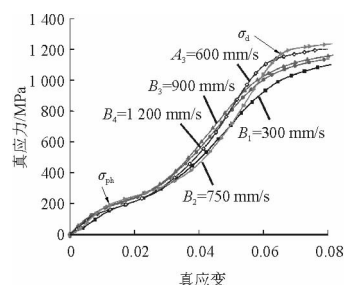


图12 SLM 成形 NiTi 合金准静态压缩试验,激光功率为 85 W

Fig.12 The quasi-static compression of SLM forming NiTi alloy at different scanning rates

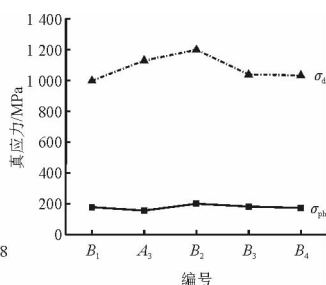


图13 不同扫描速度下 SLM 成形 NiTi 合金的相屈服强度 σ_{ph} 和位错屈服强度 σ_d

Fig.13 Phase yield strength and dislocation yield strength of the SLM forming NiTi alloy prepared at different laser powers

准静态压缩试验说明了功率的改变对试样的相屈服强度影响较大,随着功率增加,相屈服强度明显下降直至一个稳定值,但是单一的相屈服强度并不能作为衡量制备优异材料的标准。可以发现,屈服强度高的试样往往是微观结构混乱的且没有完整晶粒;而扫描速度的改变不会直接影响相屈服强度,相反对试样的位错屈服强度影响较大,在研究范围内试样的位错屈服强度值呈现一种正态分布的趋势,且位错屈服强度与微观结构的改变趋势清楚,晶粒清晰可见的试样位错屈服强度表现更优异。因此,微观结构良好的试样(B_2)呈现了优异的微观结构、屈服性能和抗压强度。

3 结 论

(1)随着激光功率增加,试样宏观缺陷逐渐消失,但 NiTi 合金屈服强度会逐渐下降;随着扫描速度提升,宏观表面区别不大,但腐蚀后的微观结构由最初的过熔转化为方形晶粒再转为无序晶粒,且试样位错屈服强度会随着微观结构有序化而变得优异。能量密度在 60~100 范围内,激光功率为 85 W,扫描速度在 600~900 mm/s 时试样性能较好,在扫描速度为 750 mm/s 的试样性能表现最佳。

(2)马氏体状态下的 NiTi 合金的力学性能对应变速率很敏感,功率的改变对试样相屈服强度影响较大,但是与其微观结构不构成等效关系;而扫描速度的改变对位错屈服强度影响较大,且与试样的微观结构有一定正比关系。

参 考 文 献

- [1] ANDANI M T, HABERLAND C, WALKER J M, et al. Achieving biocompatible stiffness in NiTi through additive manufacturing [J]. Journal of Intelligent Material Systems & Structures, 2016, 27(19): 2 661-2 671.
- [2] 卢秉恒,李涤生.增材制造(3D 打印)技术发展[J].机械制造与自动化, 2013, 42(4): 1-4.
- [3] 张学军,唐思熠,肇恒跃,等.3D 打印技术研究现状和关键技术[J].材料工程, 2016, 44(2): 122-128.
- [4] WEI K, GAO M, WANG Z, et al. Effect of energy input on formability, microstructure and mechanical properties of selective laser melted AZ91D magnesium alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2014, A6(11): 212-222.
- [5] YADOLLAHI A, SHAMSAEI N. Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities[J]. International Journal of Fatigue, 2017, 98(5): 14-31.
- [6] WANG C, TAN X P, DU Z, et al. Additive manufacturing of NiTi shape memory alloys using pre-mixed powders[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 271(9): 152-161.
- [7] 关凯.激光选区熔化成形 NiTi 形状记忆合金技术基础研究[D].武汉:华中科技大学, 2017.
- [8] 顾冬冬,沈以赴.基于选区激光熔化的金属零件快速成形现状与技术展望[J].航空制造技术, 2012, 108(1): 32-37.
- [9] SAED I, SOHEI L, MOGHADDA M, 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(1): 552-560.
- [10] ZHANG B C, CHEN J, CHRISTIAN C, et al. Microstructure and transformation behavior of in-situ shape memory alloys by selective laser melting Ti-Ni mixed powder[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2013, 29(9): 85-89.
- [11] 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(1): 911-946.

SLM 成形 17-4PH 高强钢组织与性能研究

王海霖¹ 赵占勇¹ 白培康¹ 李晓峰¹ 李建民² 张 威² 苗华军²
[1.中北大学材料科学与工程学院; 2.太原钢铁(集团)有限公司技术中心]

摘 要 采用选择性激光熔化(SLM)成形技术制备了 17-4PH 高强钢,研究了激光功率和扫描间距对其组织和性能的影响,确定了最佳工艺参数,对试样组织进行表征同时对拉伸性能和断裂机制进行研究。结果表明,在激光功率为 165 W 时,由于激光能量密度低,粉末吸收能量较少,导致粉末存在未熔化区域;随着激光功率增加到 205 W 时,粉末吸收能量增多,导致出现球化现象,试样气孔增多;扫描间距对孔隙缺陷影响比扫描功率小。激光功率为 185 W 和扫描间距为 110 μm 时,试样气孔少,硬度(HV)达到 370。17-4PH 高强钢 SLM 成形微观组织主要由马氏体和奥氏体组成,沉淀硬化相为 ε-Cu,提高了材料的硬度;断口韧窝形状大小相似且尺寸较小,表明试样有较高的强度和良好的韧性。

关键词 17-4PH 高强钢;选择性激光熔化;微观组织;力学性能

中图分类号 TB331;TG143 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.12.022

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Properties of SLM Formed 17-4PH High Strength Steel
Wang Hailin¹, Zhao Zhanyong¹, Bai Peikang¹, Li Xiaofeng¹, Li Jianmin², Zhang Wei², Miao Huajun²
[1.School of Materials Science and Engineering, North University of China;
2.Technology Center of Taiyuan Iron & Steel (Group) Co., Ltd.]

Abstract: Selective laser melting(SLM) was adopted to form 17-4PH high strength steel. The effects of laser power and scanning intervals on the microstructure and properties of the specimens were investigated to determine optimum technological parameters. The microstructure, tensile properties and fracture mechanism of the optimized specimens were analyzed. The results indicate that the low energy density of the laser leads to the unfused region due to the low energy absorption energy when the laser power is 165 W. When the laser power is increased to 205 W, the absorbed energy of the powder is increased, resulting in the spheroidization and increased porosity. The scanning interval has a poorer effect on pore defects than scanning power. When the laser power is 185 W and scanning spacing is 110 μm, the porosity distribution is reduced and the hardness value reaches 370 HV. The microstructure of 17-4PH high strength steel prepared by SLM is mainly composed of martensite and austenite with precipitation hardening phase of ε-Cu, which improves the hardness of the material. The shape of fracture dimples of tensile specimens is similar with small size, providing higher strength and good toughness.

Key Words: 17-4PH Stainless Steel, Selective Laser Melting, Microstructural Features, Mechanical Properties

17-4PH 高强钢为超低碳钢,依靠析出第二相使材料产生强化作用^[1],作为一种具有高强度和强耐腐蚀性的不锈钢材料,在医疗器械、化工、汽车制造、军工、航空

航天及核工业等方面有着广泛的应用。由于材料只能在低于 300 ℃下长期服役^[2,3],对于其性能要求更高,以及其沉淀硬化而产生的高硬度使得加工困难,传统的

收稿日期:2021-06-10;修改稿收到日期:2021-07-15
基金项目:山西省科技重大专项资助项目(20181101009)
第一作者简介:王海霖,女,1996 年出生,硕士研究生,太原(030051),E-mail:whj671424473@qq.com
通信作者:赵占勇,男,1986 年出生,副教授,太原(030051),E-mail:zhaozy@nuc.edu.cn
引用格式:王海霖,赵占勇,白培康,等. SLM 成形 17-4PH 高强钢组织与性能研究[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(12):1 559-1 563.
WANG H L, ZHAO Z Y, BAI P K, et al. Microstructure and properties of SLM formed 17-4PH high strength steel[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(12):1 559-1 563.

[12] 吴静,肖大武,李英雷,等.NiTi 形状记忆合金动态压缩力学行为的实验研究[A].中国力学学会爆炸力学实验技术专业组.第六届全国爆炸力学实验技术学术会议论文集[C].合肥,2010.

[13] 施绍裘,陈江瑛,董新龙,等.钛镍形状记忆合金冲击变形后形状记忆效应的研究[J].爆炸与冲击,2001,21(3):168-172.

[14] BELYAEV S, PETROV A, RAZOV A, et al. Mechanical properties of titanium nickelide at high strain rate loading[J]. Materials Science & Engineering, 2004, A378(1/2):122-124.

(编辑:刘卫)