

选区激光熔化不同层厚镍的热特性与机械性能

闫岸如¹ 杨恬恬¹ 王燕灵¹ 马志红² 杜 云² 王智勇¹

¹北京工业大学激光工程研究院, 北京 100124

²成都三鼎日新激光科技有限公司, 四川 成都 610000

摘要 为解决商用选区激光熔化设备制作散热器生产效率低的问题并使之保持良好的散热特性与机械性能,采用纯Ni粉末进行不同层厚选区激光熔化成形获得了高效制作、性能良好的样品。从致密度、金相显微组织、热特性、机械性能等方面展开研究,一定范围内增加层厚能够提高成形效率并且保证成形样品的热特性与机械性能。超过激光可烧结的层厚阈值时,烧结轨迹为球化线。在可烧结层厚范围内,改变工艺参数能使成形体均接近完全致密。层厚由20 μm增加至40 μm,初始枝晶间距由305 nm增至639 nm。热导率由20 μm时的99.28 W/K·m降低至40 μm成形时的92.48 W/K·m。25℃~100℃时,40 μm层厚成形体热膨胀系数由 11.02×10^{-6} m/(m·℃)升至 12.9×10^{-6} m/(m·℃),低于对应温度区间内20 μm层厚成形体热膨胀系数由 11.42×10^{-6} m/(m·℃)升至 13.4×10^{-6} m/(m·℃)。20 μm层厚与40 μm层厚成形试样的拉伸强度均远高于国标锻压件。应用选区激光熔化技术成形散热器,采用40 μm层厚成形的生产效率比20 μm层厚成形提高34.6%。

关键词 材料; 选区激光熔化; 生产效率; 不同层厚; 热特性; 机械性能

中图分类号 TG115.2

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201643.0203004

Thermal Properties and Mechanical Properties of Selective Laser Melting Different Layer Thicknesses of Ni Powder

Yan Anru¹ Yang Tiantian¹ Wang Yanling¹ Ma Zhihong² Du Yun² Wang Zhiyong¹

¹Institute of Laser Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China

²Chengdu 3D Change Technology Co. Ltd, Chengdu, Sichuan 610000, China

Abstract In order to solve the problem of low production efficiency in making heat sink use the commercial selected laser melting (SLM) equipment while keeping good thermal properties and mechanical properties, SLM technology is used to build Ni samples with different (20/40/60 μm) powder layer thicknesses. The relative density, microstructure, thermal conductivity, thermal expansion coefficient and tensile properties of the samples are presented. Beyond the layer thickness threshold of the laser melting, the melting track is spheroidizing line. Within the layer thickness range can be melted, the samples can be nearly full densification. With increasing layer thickness from 20 μm to 40 μm, the primary dendrite spacing increases from about 347 nm to 635 nm. Thermal conductivity decreasing from 99.28 W/K·m at 20 μm to 92.48 W/K·m at 40 μm. Increasing from 25℃ to 100℃, the thermal expansion coefficient from 11.02×10^{-6} m/(m·℃) to 12.9×10^{-6} m/(m·℃) at 40 μm layer thickness, lower than 11.42×10^{-6} m/(m·℃) to 13.4×10^{-6} m/(m·℃) at 20 μm. Tensile strengths of SLMed Ni samples are much higher than those of wrought Ni regardless of layer thickness and building direction. The production efficiency of using SLM technology form heat sink at 40 μm increases 34.6% compared with 20 μm.

Key words materials; selected laser melting; production efficiency; different layer thicknesses; thermal properties; mechanical properties

OCIS codes 160.3900; 140.3390; 350.385

收稿日期: 2015-07-15; 收到修改稿日期: 2015-10-20

基金项目: 国家科技重大专项(2010ZX04013-052)

作者简介: 闫岸如(1988—),女,博士研究生,主要从事激光三维(3D)打印金属粉末方面的研究。E-mail: yar_0816@126.com

导师简介: 王智勇(1970—),男,博士,研究员,主要从事大功率半导体激光器,大功率光纤激光器,激光加工方面的研究。

E-mail: zywang@bjut.edu.cn(通信联系人)

1 引言

市场竞争的全球化要求竞争企业以低成本、高响应速度满足客户个性化的需求,因此,快速成形制造发展迅速。其中,选区激光熔化技术(SLM)能够将金属、聚合物等粉末根据CAD模型直接熔化、凝固成为三维(3D)零件,成形过程免去开模或者组装环节,零件复杂度不受限制,日益成为研究及应用的热点。Yan等^[1]研究了采用SLM制作多孔结构金属件,Yadroitsev等^[2]研究了采用SLM制作含有复杂微通道的结构,这种结构无法采用传统手段一次性完成。Wu等^[3]总结了SLM的技术特点及应用领域,研究表明SLM已经被广泛应用于微通道散热器、精密模具、航空航天部件、医用移植等领域中。

近年来,已有许多采用SLM成功制作复杂金属材料零部件的报道。研究人员研究了SLM成形件的表面形貌与机械性能的影响因素。Yadroitsev等^[4]研究了激光扫描线长度对SLM成形904不锈钢表面形貌的影响。Pupo等^[5]研究了SLM成形钴基合金时,激光扫描线间距对于成形件表面形貌的影响;Wei等^[6]研究了SLM成形AZ91D镁合金时,激光能量输入对于成形能力、显微组织及机械性能的影响。

在诸多的研究背后不难发现,目前限制SLM工业应用的一个主要原因是模型构建速度低,商用选区激光熔化设备中安装的激光器功率通常在50~200 W,每层铺设熔化的粉末厚度默认10~30 μm ,在制作一些大尺寸工件时,成形效率低下。提高成形效率可以从提高激光器功率和改变工艺参数两方面入手。然而,选区激光熔化设备中,更换大功率的激光器需要综合考虑固件寿命、设备匹配等因素,难度很大。在恒定激光功率下,通过改变工艺参数来提高成形效率是一种行之有效的办法。在选区激光熔化过程中,功率恒定,成形效率取决于粉末层厚(δ)、光斑扫描速度(V)、搭接率(η)。其中,搭接率受光斑直径限制影响有限,扫描速度依粉末的熔化情况而定,所以粉末层厚对于成形效率影响最大。Ma等^[7]研究了采用6000 W高功率激光器选区激光熔化60/80/100/120/200 μm 层厚时的显微组织及力学性能,然而目前商用选区激光熔化设备中无法应用如此高功率激光器;Yadroitsev等^[2]研究了保持激光功率50 W,将层厚升高至0.3 mm的烧结轨迹变化。层厚无限制增加时,为了使每一层粉末完全烧结,必将极大牺牲扫描速度,这对于提高成形效率没有帮助。因此,基于商用选区激光熔化设备功率恒定条件下,研究一定致密度、强度时的极限层厚,对于提高SLM的成形效率以及促进其发展有十分重要的意义。

在选区激光熔化过程中,粉末层厚(δ)的变化不但决定了成形效率,同时影响熔池内的动态特征,如传热、冷却速率等,最终决定了零件的性能。迄今为止,还没有相关资料显示不同层厚选区激光熔化成形对散热器制造效率与性能的研究,不同层厚对成形件的热物理性能与机械性能的影响,仍然是未知的。

本文以金属Ni粉末为材料,旨在研究不同层厚选区激光熔化成形后的显微组织演变,热物理性能与机械性能的差异,并分析产生这些差异产生的原因。

2 试验材料与试验方法

2.1 试验材料

试验中,选用的材料为雾化法制造的纯金属Ni粉末,元素成分含量依据GB/T5235-2007为N4。N4的热导率为90 W/(m· $^{\circ}\text{C}$),热膨胀系数为 13.4×10^{-6} m/(m· $^{\circ}\text{C}$),耐腐蚀性好且价格低廉,可用于制造散热器。粉末平均粒度为20~50 μm ,粉末扫描电镜(SEM)形貌如图1所示。

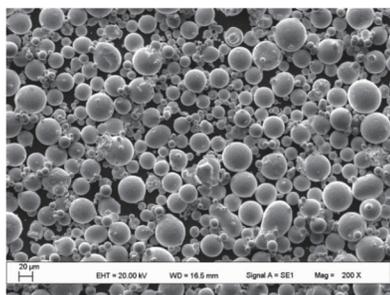


图1 金属Ni粉SEM形貌

Fig.1 SEM image showing characteristic morphology of Ni powders

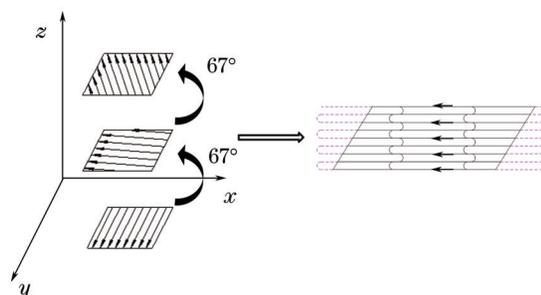


图2 激光逐层以及单层内扫描线轨迹

Fig.2 Laser scanning strategy used in SLM experiment

试验设备采用德国 EOS M270, 内置 IPG-200W 掺 Yb 光纤激光器, 激光器波长 1060~1100 nm, 光斑直径 0.1 mm。设备成形仓可成形的最大尺寸为 250 mm×250 mm×220 mm, 成形仓内充入 Ar 保护, 氧含量低于 0.1%。设备默认每层铺设粉末厚度为 20 μm, 在该层厚下可以获得表面成形质量、致密度俱佳的零件。铺设粉末厚度可调节为 20 μm、40 μm、60 μm, 两层相邻扫描平面之间的夹角为 67°, 逐层扫描轨迹见图 2。

1) 试验方法

采用不同层厚 20 μm、40 μm、60 μm 进行选区激光熔化成形 8 mm×8 mm×6 mm 的块体, 进行多组工艺试验, 如图 3 所示。经计算, 三种层厚时, 需要成形的层数分别为: 300、150、100。将成形后的块体采用线切割的方式从基板上切割下来, 丙酮超声波清洗块体, 然后采用阿基米德法测量成形块体的密度, 与国标中 N4 的密度相比, 即为成形件致密度。随后, 将成形块体分别沿 xy 平面方向与 z 方向(图 2 所示)切割, 以制作金相观察横截面与纵截面的显微组织。金相依次经过 240、400、600、800、1000、1500、2000 的水砂纸打磨后在丝绒抛光布上抛光, 抛至表面光亮完全无划痕, 金相腐蚀液采用体积配比为(HNO₃:CH₃COOH:去离子水=38:52:10)的混合溶液, 浸蚀 5~10 s, 采用光学显微镜 ZEISS-AX10 以及扫描电镜 HITACHI-SU1510 观察金相显微组织及形貌。



图 3 不同工艺参数选区激光熔化成形 Ni 块体

Fig.3 Ni block samples built at different parameters by SLM

分别选择不同层厚时的最优工艺参数, 沿不同方向选区激光熔化成形热导率测试件、热膨胀系数测试件、拉伸测试件, 每种测试均制作三个样件取平均值, 成形方向及编号如表 1 所列。

表 1 不同层厚成形热导测试件与热膨胀测试件编号

Table 1 Number of thermal conduction samples and thermal expansion samples

	20 μm		40 μm	
	xy direction	z direction	xy direction	z direction
Thermal conductivity samples	1/2/3	4/5/6	19/20/21	22/23/24
Thermal expansion coefficient samples	7/8/9	10/11/12	25/26/27	28/29/30
Tensile samples	13/14/15	16/17/18	31/32/33	34/35/36

热导率测试设备为美国 TAFL4010 激光闪光法热导测试仪, 根据国标 GB22588 设计尺寸为: φ12.7 mm×1.5 mm; 热膨胀系数测试设备为德国 NETZSCH DIL-402PC, 根据国标 GB/T 16535 设计尺寸为 φ5 mm×50 mm; 拉伸测试采用设备为 Z050 万能材料试验机, 根据国标 GB/T228.1-2010 设计尺寸如图 4 所示。成形后的热导测试件与热膨胀系数测试件不作处理, 拉伸测试件表面根据国标机械加工至国标要求的光洁度 R_a=1.6 μm。

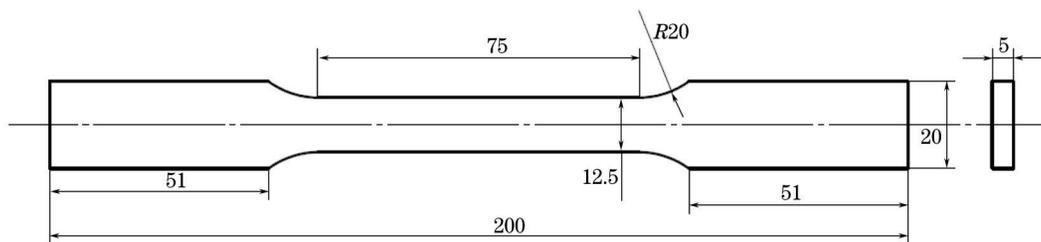


图 4 拉伸测试件形貌(单位:mm)

Fig.4 Configuration of tensile test pieces (unit: mm)

采用扫描电镜 HITACHI-SU1510 观察拉伸后的断口形貌。

3 结果和讨论

3.1 相对密度

对在不同层厚(20、40、60 μm)下选区激光熔化成形的块体采用“阿基米德法”在去离子水中测试密度^[8]。在 60 μm 层厚选区激光熔化时,飞溅严重,且成形轨迹为球化的不连续熔滴。球化现象,是为使熔化的金属液表面与周边介质表面构成的体系具有最小自由能,在液态金属与周边介质的界面张力作用下,金属液表面形状向球形表面转变的一种现象^[9-10]。球化使得金属粉末熔化后无法凝固成连续平滑的熔池,在选区激光熔化的铺粉过程中,严重的球化还会导致铺粉无法继续不能形成完整零件。层厚变化对球化现象有明显的影响。

激光入射粉末层以后,如果无法完全穿透粉末层,如图 5(a)所示,受高斯激光能量分布的影响,形成碗状横截面的熔池,众所周知,激光成形是一个快速熔凝过程,这一过程中,传热方式主要以热传导进行,因而熔池形状变化也主要由界面张力决定。当粉末层厚为 60 μm 时,由于粉层无法被完全穿透熔化,熔池底部仍存在粉末,松散的粉末颗粒对于熔池没有约束力,可近似认为熔池形状仅由表面张力控制,这种情况下,熔池在凝固过程中迅速收卷成球形,发生严重球化。继续扫描,球化现象加剧,引起了如下问题:1) 铺粉刮刀和金属熔球之间产生较大的摩擦力;2) 在该摩擦力作用下,加之成形体与基板之间结合不紧密,烧结数层之后,铺粉刮刀将已成型部分从基板上刮下,60 μm 层厚未能成形完全。这一现象,与 Li 等^[11]在研究不锈钢与镍基粉末选区激光熔化过程的球化现象时获得的结论相似。

如图 5(b)所示,如果减小粉末层厚,使激光能穿透粉层,对于成形部分有一定熔化量,二者混为一体能使层与层之间的结合更为紧密,从而抑制球化发生。对 20 μm 与 40 μm 层厚时每个工艺参数选用三个块体测算密度值。20 μm 层厚在功率 $P=195\text{ W}$, $V=815\text{ mm/s}$ 时获得最佳致密度;40 μm 层厚在 $P=195\text{ W}$, $V=670\text{ mm/s}$ 时获得最佳致密度。图 6 为 20 μm 与 40 μm 层厚时致密度随扫描速度变化曲线。可以看到,选用适当工艺参数后,20 μm 与 40 μm 层厚成形体均能接近于完全致密,20 μm 时最高致密度为 99.8%,40 μm 时最佳致密度为 98.5%。改变输入熔池激光能量未能获得 100% 致密。扫描速度高于最佳值时,由于在熔池中冷却速度极快,存在尚未溢出的气体形成微孔;扫描速度低于最佳值时,熔池内流动不充分形成微孔隙,速度继续降低,甚至产生元素烧损飞溅出熔池造成较大孔隙生成。40 μm 层厚成形体与 20 μm 层厚时相比,随着光斑移动形成更大的熔池,使得气体逸出变得更为困难,同时熔池内流动性降低,增加孔隙产生的几率。

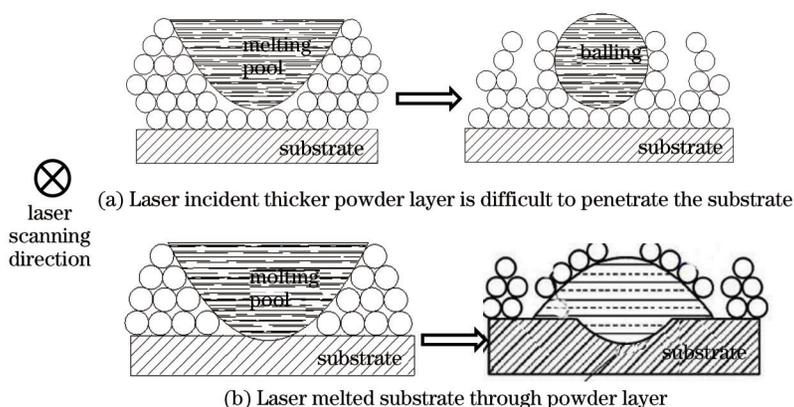


图 5 激光熔化粉末球化随层厚演变示意图

Fig.5 Schematic diagram of balling phenomenon evolution with layer thickness

1) 显微组织

图 7 为 20 μm 层厚与 40 μm 层厚成形块体纵截面显微组织照片,图 7(b)、(d)分别为图 7(a)、(c)在更高放大倍数时的形貌。蓝色箭头所示为选区激光熔化成形过程成形方向,20 μm 与 40 μm 成形体显微组织均匀。如图 7(a)、(c)中白色箭头标示,成形试样的纵截面扫描轨迹为下凹槽,显示出了激光入射粉末层后,将已经熔化凝固的部分重新熔化形成新的熔池,这部分重熔过热区呈现白亮组织特征^[12],在图 7(b)、(d)中测量了其宽

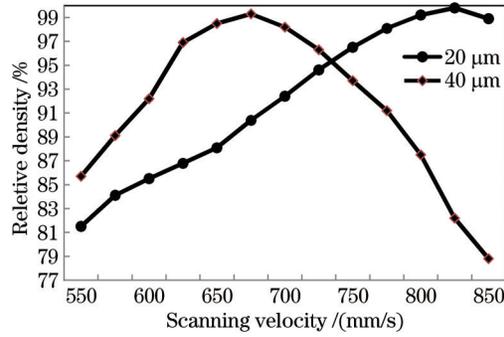


图6 不同层厚成形件致密度随扫描速度变化曲线

Fig.6 Relative density of the sample as a function of layer thickness with different velocities

度, 20 μm 层厚时, 结合区域宽度平均值 2.25 μm, 40 μm 层厚时, 结合区域宽度平均值 2.02 μm, 表明 20 μm 层厚时层与层之间的结合程度更高。图 7(b)、(d) 所示, 枝晶都是沿着逐层叠加方向生长的, 并且 40 μm 层厚的成形体中枝晶比 20 μm 成形体中枝晶粗大。水平方向试样中, 可以观察到 20 μm 层厚时形成的烧结线宽度大于 40 μm 层厚时。

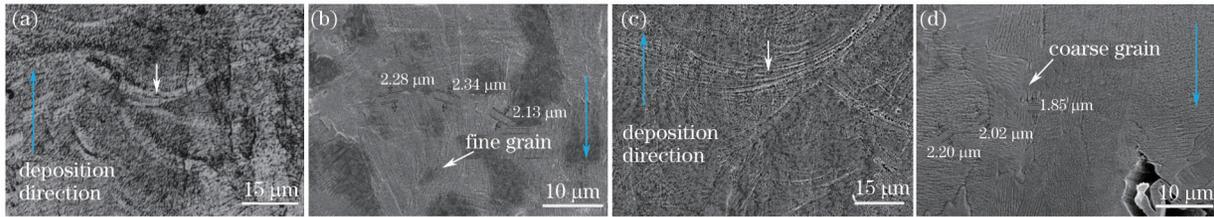


图7 SEM下成形体纵截面照片:(a)、(b)为 20 μm 层厚时 z 方向;(c)、(d)为 40 μm 层厚时 z 方向

Fig.7 SEM images of SLMed alloy cross-section: (a), (b) z direction of 20 μm layer thickness; (c), (d) z direction of 40 μm layer thickness

Homfeister 等^[13]研究过在激光增材制造过程中熔池冷却速率问题, 经过大量试验验证, 得到冷却速率求解公式如下

$$\frac{\Delta T}{\Delta t} = \frac{\alpha Q_{\text{laser}} V^{1/2}}{d^2 (2\rho c k d)^{1/3}}, \quad (1)$$

式中 $\frac{\Delta T}{\Delta t}$ 为熔池中冷却速率, α 为给定材料对激光的吸收率, k 为材料热导率, ρ 为材料密度, c 为材料比热容, Q_{laser} 为入射激光的功率, V 为扫描速度, d 为熔池直径。(1)式经简化可以写为

$$\frac{\Delta T}{\Delta t} = CE \sqrt{\frac{V}{\varepsilon^3}} = CE V^{1/2} \delta^{-3/2}, \quad (2)$$

式中 C 为熔池中粉末材料的常量, E 为激光能量密度, δ 为层厚。可以看出, 熔池内冷却速度与 $V^{1/2}$ 以及 $\delta^{-3/2}$ 成正比, 激光能量密度恒定的条件下, 层厚对于冷却速率的影响最大。在层厚较小时选用高速扫描获得致密组织, 与增加层厚采用低速扫描获得致密组织相比, 前者的晶粒更为细小。因此 20 μm 层厚成形体内枝晶比 40 μm 成形体内枝晶细小。

图 8 显示了成型块体横截面在 SEM 下观察到的显微组织。20 μm 层厚与 40 μm 层厚时, 横截面晶粒呈网格状且排列紧密^[14]。在 20 μm 层厚时, 初始枝晶间距为 305 nm, 40 μm 层厚时, 初始枝晶间距为 639 nm。

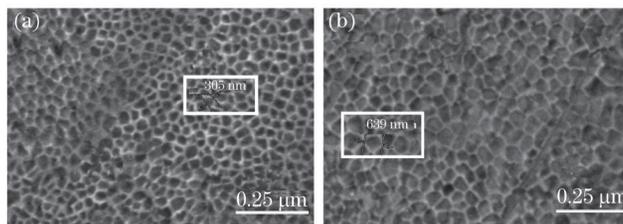


图8 不同层厚成形体晶粒形貌。(a) 20 μm 层厚时;(b) 40 μm 层厚时

Fig.8 SEM micrographs of the samples at different layer thicknesses. (a) 20 μm; (b) 40 μm

结果表明,随着层厚增加,晶粒尺寸变大。

2) 热特性

散热器材料需要能够实现良好散热、与芯片焊接匹配度高,因此热导率与热膨胀系数是其非常重要的两项指标。

① 热导率

材料的热导率通过激光闪光法测得,原理是:脉冲激光将试样的上表面加热,同时测量底面温度的变化,结合试样尺寸可以得到热扩散系数和热导率。热扩散系数 α 计算方法如下:

$$\alpha = \frac{1.38L^2}{\pi^2 t_{1/2}}, \quad (3)$$

式中 L 为试样厚度, $t_{1/2}$ 底面温度上升至最高温度时间的一半。热导率 λ 为

$$\lambda = \alpha \cdot \rho \cdot C_p, \quad (4)$$

式中 α 为热扩散系数, ρ 为材料密度, C_p 为材料比热容。

表2为层厚20 μm 与层厚40 μm 时测得的热导率值。导热测试件轴线平行 xy 平面(热流平行于结合层)的热导率高于平行 z 方向(热流垂直于结合层),20 μm 层厚测得的热导率略高于40 μm 层厚下的热导率。

表2 不同层厚/方向热导率测试结果

Table 2 Thermal conductivity of different layer thicknesses and directions

	Parallel to the axis xy direction				Parallel to the axis z direction			
	Thermal conductivity	Thermal diffusivity	Specific heat capacity	Density	Thermal conductivity	Thermal diffusivity	Specific heat capacity	Density
	W/(K·m)	cm ² /s	J/(K·kg)	g/cm ³	W/(K·m)	cm ² /s	J/(K·kg)	W/(K·m)
20 μm layer thickness	99.28	0.2584	431.7	8.90	94.05	0.2342	451.1	8.90
40 μm layer thickness	92.48	0.2205	470.3	8.87	88.06	0.2106	470.8	8.88

纯金属导热时,金属中的热流主要靠自由电子传递。晶界、微孔、位错、晶格缺陷等均会引起电子散射从而阻碍热流传递。并且,微孔的热导率为0 W/K·m,晶粒细化时,晶界增多,对自由电子的散射增加削弱热导率。

如前所述,对于同一方向、不同层厚成形的测试件,20 μm 层厚时,晶粒尺寸较小,孔隙率较低;40 μm 层厚时,晶粒尺寸变大,但是孔隙率也增高。试验数据显示,孔隙率增加1.3%对热导系数的影响大于平均晶粒尺寸增加约334 nm的影响。孔隙率与晶粒尺寸对热导系数影响的临界关系,还需要进一步研究。

相同层厚、不同方向成形时,当导热测试件轴向平行于 z 轴时(图2),热流垂直于结合区域传递,结合区为微孔易发生区域,并且在结合区由于冷却速度最快,产生细晶区,都会造成热导率的下降。因此,轴向平行于 z 轴的测试件热导率低于轴向平行于 xy 方向。

② 热膨胀系数

20 μm 与40 μm 层厚成形的试样热膨胀系数曲线如图9所示。可以看出,20 μm 层厚成形试样的热膨胀系数高于40 μm 层厚成形试样,并且二者的热膨胀系数均随温度升高而增大。这是由于,金属材料中原子的热运动通常会随着温度升高而加剧,因此,材料中的晶格变化加速使得固体材料体积膨胀。

在以往的研究中表明,由于随着温度升高材料中的微孔并不发生膨胀,因此它们被判定为无膨胀相^[5]。相同材质,越为致密其随温度升高热膨胀系数越大。40 μm 层厚成形的测试件中孔隙率高于20 μm 层厚成形的测试件,较多的微孔限制了材料升温膨胀。因此40 μm 成形件的热膨胀系数低于20 μm 成形件。

3) 机械性能

良好的机械性能是工件使用寿命的保证,也是SLM应用的必要条件。因此,选区激光熔化成形的工件与传统方法制作的工件机械性能的对比是备受关注的热点。

图10为不同层厚选区激光熔化条件下,长度方向(200 mm)平行于 xy 平面方向的标准拉伸测试件的拉伸强

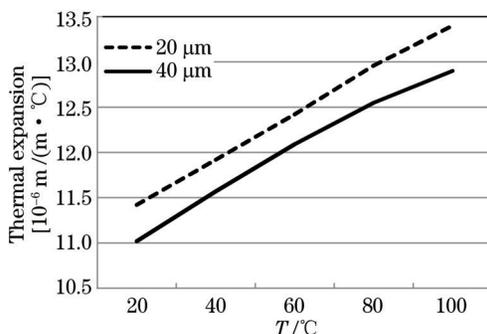


图9 不同层厚试样热膨胀系数随温度变化曲线

Fig.9 Coefficient of thermal expansion at different layer thicknesses

度、屈服强度、断裂延伸率与国标中锻压标准件数据对比。选区激光熔化成形后的拉伸测试件三项指标均远高于国标中锻压标准试样。20 μm层厚成形时的拉伸强度与屈服强度均高于40 μm层厚时。但是,20 μm与40 μm成形试样的断裂延伸率均低于国标中锻压标准件。在3.2节中得到,层厚薄扫描速度快时的冷却速度快于层厚增加扫描速度降低时,快速冷却有利于晶粒细化,在图8中验证了这一结论。根据Hall-Petch公式,金属材料的拉伸强度与屈服强度反比于晶粒尺寸,晶粒越细小的金属强度越高。于此同时,材料的拉伸强度与屈服强度也会因组织中存在的微孔而下降。这些微孔在使用中常常成为裂纹源导致材料的寿命降低。

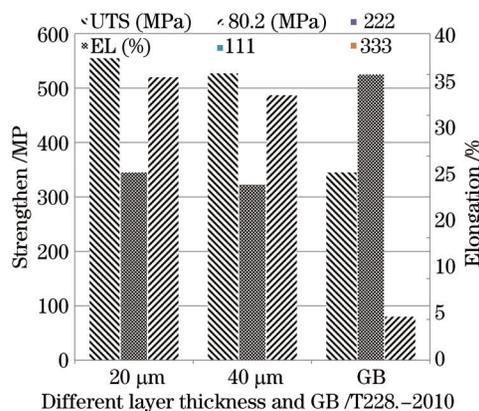


图10 不同加工条件下测试件拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of the samples at different layer thicknesses compared with GB

为了进一步研究断裂机理,图11列出了不同层厚拉伸测试件断口的SEM形貌。所有的拉伸测试件断面都表现为微孔聚集型断裂与解理断裂共存的混合断裂,在图11(a)、(b)的低倍下可以看到断口表面均存在裂纹、孔洞,且40 μm层厚时的孔洞明显多于20 μm层厚时,裂纹可能是引发断裂的裂纹源[Ti-2AlNb拉伸性能];在图11(c)、(d)高倍放大时,可以观察到20 μm层厚的断口有相当数量的韧窝,40 μm层厚的断口局部存在一定数量的韧窝,且20 μm层厚时,韧窝尺寸大于40 μm层厚时。

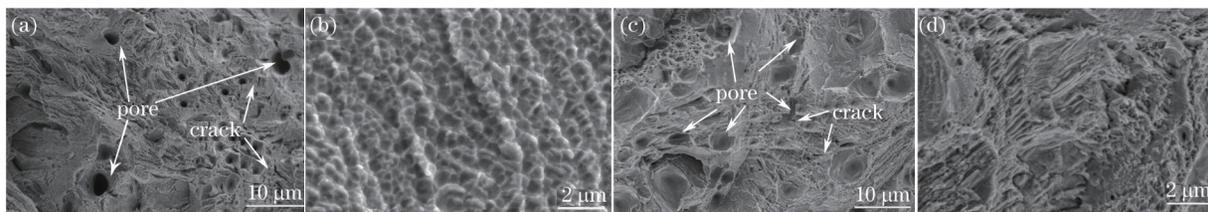


图11 不同层厚拉伸测试件断口形貌:(a)、(b) 20 μm;(c)、(d) 40 μm

Fig.11 Fractographs of the tensile test samples at different layer thicknesses: (a), (b) 20 μm; (c), (d) 40 μm

将长度方向平行于z向生长的拉伸测试件作为对比,表3所示,其拉伸强度、屈服强度、断裂延伸率均低于试样长度方向平行xy平面生长时。除了需要考虑枝晶各向异性的特点,成形体生长方向对于拉伸强度、屈服强度及断裂延伸率也有很大影响。当拉伸测试件高度生长方向平行于z向时,拉伸加载的压力垂直于

相邻层间的结合区域,结合区域是成形体中较为薄弱的区域,是微孔易于聚集的区域。当拉伸测试件高度生长方向平行于 xy 平面时,拉伸加载的压力平行于每一层平面及结合区域。

表3 不同层厚时长度平行 z 轴拉伸测试件拉伸性能

Table 3 Tensile properties of SLMed samples of different building directions at different layer thicknesses

Layer thickness / μm	Tensile strength /MPa	Break elongation /%	Yield strength /MPa
20	485	12	419
40	457	10	392

综上所述,选区激光熔化成形的拉伸测试件拉伸强度与屈服强度均高于国标锻压标准件。长度方向平行于 xy 平面时,拉伸强度、屈服强度及断裂延伸率均高于长度方向平行于 z 向;随着层厚增加,拉伸强度、屈服强度、断裂延伸率下降。

4) 成形效率

图12为采用SLM批量制作的微通道热沉,采用 $20\ \mu\text{m}$ 层厚与 $40\ \mu\text{m}$ 层厚时,需要成形的层数分别是1350层与625层,采用的工艺参数分别为激光功率195 W、扫描速度810 mm/s,激光功率195 W、扫描速度670 mm/s。成形完成后,采用 $20\ \mu\text{m}$ 层厚制作时间为81 h,采用 $40\ \mu\text{m}$ 层厚制作时间为53 h,效率提高34.6%。

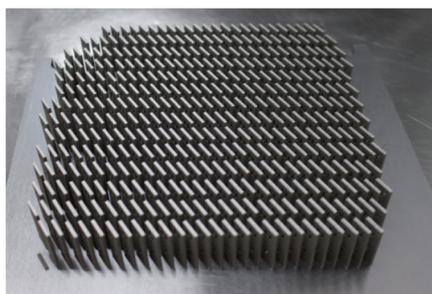


图12 基于上述研究成形的微通道散热器

Fig.12 SLMed heat sinks based on the present study results

4 总 结

1) 采用 $60\ \mu\text{m}$ 层厚进行选区激光熔化时,成形轨迹为球化的不连续熔滴;采用 $20\ \mu\text{m}$ 层厚与 $40\ \mu\text{m}$ 层厚时,分别在激光功率195 W,扫描速度810 mm/s与激光功率195 W,扫描速度670 mm/s时,获得的成形体致密度为99.8%与98.5%。采用 $20\ \mu\text{m}$ 成形时枝晶较 $40\ \mu\text{m}$ 成形时细小,平均初始枝晶间距由305 nm增长至639 nm。

2) $20\ \mu\text{m}$ 层厚成形体的热导率(轴线平行 xy 平面99.28 W/K·m,轴线平行 z 向94.05 W/K·m)略高于 $40\ \mu\text{m}$ 层厚成形体(轴线平行 xy 平面92.48 W/K·m,轴线平行 z 向88.06 W/K·m)。轴线平行 xy 方向的热导高于平行 z 方向。热导率随着晶粒长大而增加,随着孔隙率增加而降低,孔隙率增加1.3%对热导系数的影响大于平均晶粒尺寸增加约334 nm的影响。晶粒大小与孔隙率对热导率影响的临界值还需要进一步研究。

3) $20\ \mu\text{m}$ 层厚成形体的热膨胀系数高于 $40\ \mu\text{m}$ 层厚成形体。这是由于孔隙不随温度升高而膨胀, $40\ \mu\text{m}$ 成形时孔隙率高于 $20\ \mu\text{m}$ 层厚成形时。

4) $20\ \mu\text{m}$ 层厚与 $40\ \mu\text{m}$ 层厚成形的拉伸测试件拉伸强度与屈服强度均高于国标锻压标准件。试样长度方向平行于 xy 平面时,拉伸强度、屈服强度及断裂延伸率均高于施加长度方向平行于 z 向;随着层厚增加,拉伸强度、屈服强度、断裂延伸率下降。

5) 基于 $40\ \mu\text{m}$ 层厚成形的各项性能参数满足制作散热器的要求。采用 $40\ \mu\text{m}$ 层厚成形与 $20\ \mu\text{m}$ 层厚成形作对比,制作时间缩短28 h,工作效率提高34.6%。

致谢 感谢成都三鼎日新激光科技有限公司给予的设备支持,以及感谢王智勇教授在我的研究工作中给予的指导与帮助。

参 考 文 献

- 1 Yan C, Hao L, Hussein A, *et al.*. Evaluations of cellular lattice structures manufactured using selective laser melting[J]. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2012, 62(1): 32–38.
- 2 Yadroitsev I, Smurov I. Selective laser melting technology: from the single laser melted track stability to 3D parts of complex shape[J]. Physics Procedia, 2010, 5: 551–560.
- 3 Wu X. A review of laser fabrication of metallic engineering components and of materials[J]. Materials Science & Technology, 2007, 23(6): 631–640.
- 4 Yadroitsev I, Gusarov A, Yadroitsava I, *et al.*. Single track formation in selective laser melting of metal powders[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(12): 1624–1631.
- 5 Pupo Y, Delgado J, Serenó L, *et al.*. Scanning space analysis in selective laser melting for CoCrMo powder[J]. Procedia Engineering, 2013, 63: 370–378.
- 6 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 & Engineering A, 2014, 611(9): 212–222.
- 7 Ma M, Wang Z, Gao M, *et al.*. Layer thickness dependence of performance in high-power selective laser melting of 1Cr18Ni9Ti stainless steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 215: 142–150.
- 8 Song Changhui, Yang Yongqiang, Wang Yunda, *et al.*. Research on process of CoCrMo alloy directly manufactured by selective laser melting[J]. Chinese J Lasers, 2014, 41(6): 0603001.
宋长辉, 杨永强, 王贇达, 等. CoCrMo合金激光选区熔化成型工艺及其性能研究[J]. 中国激光, 2014, 41(6): 0603001.
- 9 Zhou X, Liu X, Zhang D, *et al.*. Balling phenomena in selective laser melted tungsten[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 222: 33–42.
- 10 Cherry J A, Davies H M, Mehmood S, *et al.*. Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting[J]. Int J Adv Manuf Technol, 2015, 76(9): 869–879.
- 11 Li R, Liu J, Shi Y, *et al.*. Balling behavior of stainless steel and nickel powder during selective laser melting process[J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2012, 59(9): 1025–1035.
- 12 Chen Yongchen, Zhang Suquan, Tian Xiangjun, *et al.*. Microstructure and microhardness of 4045 aluminum alloy fabricated by laser melting deposition[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(3): 0303008.
陈永城, 张述泉, 田象军, 等. 激光熔化沉积4045铝合金显微组织及显微硬度[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0303008.
- 13 Hofmeister W, Griffith M. Solidification in direct metal deposition by LENS processing[J]. JOM, 2001, 53(9): 30–34.
- 14 Liu Wei, Liu Tingting, Liao Wenhe, *et al.*. Study on selective laser melting forming process of cobalt chromium alloy[J]. Chinese J Lasers, 2015, 42(5): 0503001.
刘 威, 刘婷婷, 廖文和, 等. 选择性激光熔融钴铬合金成形工艺研究[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503001.
- 15 Yang F L, Yi D Q. Effect of milling pretreatment to powders on microstructure and physical properties of Al–Si alloy materials[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2009, 45(1): 253–257.

栏目编辑: 张浩佳