

文章编号: 0258-7025(2010)03-0868-05

# 激光烧结 WC 颗粒增强镍基合金块体成形实验研究

陈劲松

(淮海工学院机械工程学院, 江苏 连云港 222005)

**摘要** 介绍了直接激光金属烧结(DMLS)成形 WC 颗粒增强镍基高温合金的基本原理,采用扫描电子显微镜(SEM)、X 射线衍射仪(XRD)和显微硬度计对烧结块体的微观形貌和成分进行了分析,研究了不同的工艺参数(激光功率、扫描速度)对烧结区的微观形貌、成分和微观硬度的影响。结果表明,在激光功率为 900 W,扫描速度为 0.7 m/min 时,激光烧结性能较好,烧结致密度高,WC 颗粒熔化为枝晶均匀地分散在基体中,增强颗粒能被固液界面捕捉,使 WC 颗粒能够很好地分散在基体里,提高烧结块体的性能。通过试验得到了一组优化的工艺参数,并由此烧结出结构致密、硬度较高的金属块体。

**关键词** 激光技术; 激光烧结; WC 颗粒; 镍基合金; 成形

中图分类号 TN249; TG156.99

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL20103703.0868

## Experimental Research on Formation of Laser Sintering WC Particles Reinforced Ni-Base Alloy Bulk

Chen Jinsong

(College of Mechanical Engineering, Huaihai Institute of Technology, Lianyungang, Jiangsu 222005, China)

**Abstract** Theory of preparation of sub-micro WC particles reinforced Ni-base super alloy matrix composite using direct metal laser sintering (DMLS) is introduced. The effects of processing parameters, such as laser power, scanning speed on the microstructures, composition and microhardness of the laser sintered samples were characterized by X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscope (SEM) and microhardness tester. The result shows that the examples prepared by laser sintering have better performance and higher density under the laser power of 900 W, scanning speed of 0.7 m/min, for WC particles melt as dendrites disperse evenly in the matrix and can be captured by solid-liquid interface. The compact metal bulks with high hardness are fabricated successfully by DMLS with optimized processing parameters.

**Key words** laser technique; laser sintering; WC particles; Ni-base alloy; formation

### 1 引 言

直接激光金属烧结(DMLS)由于具有生产周期短、零件成形度高的特点,已经逐渐成为小批量复杂模具的制造方法<sup>[1~3]</sup>。在金属零件的制造中,DMLS在计算机控制下可方便迅速地制作出传统加工方法难以实现的、形状复杂的零件。例如具有复杂凹凸部分及中空的零件,同时,与其他激光烧结技术相比,DMLS技术最大的优势在于其制备的金属零件不需要后处理,零件成形致密度高,所以利用DMLS工艺制备镍基高温合金零件已经成为解决

当前问题的一个最有效的方法。

镍基合金具有较高的高温强度、良好的抗氧化和抗腐蚀性能、良好的疲劳性能、断裂韧性等综合性能,它在各种温度下具有良好的组织稳定性和使用可靠性,使镍基高温合金在整个高温合金领域占有特殊重要的地位,它广泛地用来制造航空喷气发动机、各种工业燃气轮机的最热端部件<sup>[4~6]</sup>。但由于镍基高温合金自身的特性使其自身的可加工性差,尤其是制造复杂形状零件,使其应用范围受到了限制。本文在镍基合金粉体的基础上,加入了硬度更高的

收稿日期: 2009-03-25; 收到修改稿日期: 2009-06-15

作者简介: 陈劲松(1977—),男,博士,讲师,主要从事特种加工新技术方面的研究。E-mail: jinsong20001@163.com

WC-Ni 硬质合金,从而进一步提高镍基合金的性能。之所以选择 WC-Ni 材料的原因是硬质合金的高强度低韧性与镍基合金粉末形成互补,而且镍对 WC 同时具有极好的润湿性<sup>[7]</sup>,是良好的激光用烧结复合烧结粉体材料。本文通过在不同的激光参数下对含有定量 WC-Ni 的镍基合金粉末进行烧结实验,系统研究了激光烧结试样物相、组织及相关力学性能,以得出 WC 对镍基合金基体的作用及最佳烧结参数。

## 2 试 验

### 2.1 试验材料及方法

试验采用的硬质合金粉体选用了 KF-56 型 WC-Ni12% (镍包 WC) 微米复合粉体,粒径为 -160~+320 目(约 45~96  $\mu\text{m}$ ),WC 质量分数为 88%,余量为镍,其显微形貌如图 1 所示。镍基高温合金为 KGH95 镍基合金粉体,粒径为 300 目(48  $\mu\text{m}$ )。将质量配比为 70:30 的镍基合金粉体和 WC-Ni12% 粉末置于真空球磨机中加以混合,球料比 5:1,设备旋转速率 200 r/min,球磨时间 50 min。

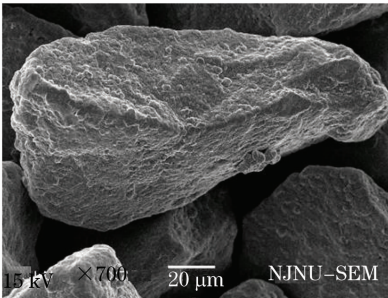


图 1 WC 颗粒 SEM 形貌

Fig. 1 SEM of WC particles

选用 SLCF-X12×25 型多功能 CO<sub>2</sub> 激光加工机床进行 DMLS 烧结试验的研究,最大输出功率 2 kW,功率连续可调。基本参数为:光斑直径为 1.0 mm,扫描速率为 0.4~0.9 m/min,扫描间距为 1.0 mm,激光功率为 500~1000 W。采用自动铺粉装置,每次铺粉厚度为 0.20 mm。

### 2.2 激光成形工艺

激光烧结过程中,影响烧结质量的重要因素即为粉体本身的特性和烧结温度,而前者已经确定,所以试验中主要控制影响烧结温度的各个参数。粉体在烧结时的温度可近似表示为<sup>[8]</sup>

$$T = \frac{2\alpha_A P}{\lambda_i b v} \sqrt{\frac{\alpha_i t}{\pi}} \quad (1)$$

式中  $t$  为激光与材料的作用时间,近似可表示为光斑直径和扫描速度的熵; $\alpha_A$  为烧结粉末材料的表面对激

光能量的吸收率; $\alpha_i$  为材料的热扩散率; $\lambda_i$  为热传导率; $P$  为激光功率; $b$  为光斑直径; $v$  为扫描速度。

由(1)式可以看出,材料表面的烧结温度  $T$  和激光功率  $P$  成正比, $P$  增大,烧结温度上升;烧结温度与扫描速度成反比,随着扫描速度  $v$  的提高,材料表面的烧结温度下降。在粉末材料一定的情况下,激光烧结工艺参数里,激光功率和扫描速度是影响烧结温度的最主要因素,所以试验中以激光烧结功率  $P$  和扫描速度  $v$  为试验参数进行烧结块体的研究。

图 2(a)为  $v=0.7$  m/min 时不同激光功率的单线烧结图。烧结线 1~6 分别对应激光功率  $P=500\sim 1000$  W 时的结果。当  $P\leq 700$  W(烧结线 1~3)时,烧结温度低,只有部分粉末熔化,不能形成连续的烧结线。当  $P$  在 900 W 左右时,激光烧结的情况最好。这是因为随着激光功率的提高,粉末进行充分的熔化,形成连续、均匀的烧结线。选用烧结线 4~6 时的参数进行块体成形。

当  $P=900$  W 时,不同扫描速度  $v$  (0.4~0.9 m/min) 获得的烧结线如图 2(b) 所示。烧结线 1 ( $v=0.4$  m/min) 较粗,成形精度较差;当  $v\geq 0.7$  m/min(烧结线 4~6) 时,由于速度过快产生了断烧现象,都不宜作为烧结参数。

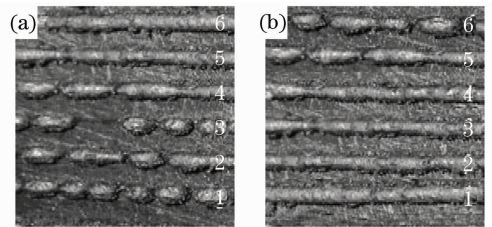


图 2 激光单线烧结照片。(a) 不同激光功率;(b) 不同扫描速度

Fig. 2 Photograph of single line laser sinter. (a) different laser powers; (b) different scan speed

### 2.3 分析测试方法

激光成形试样的致密度利用阿基米德定律测算;烧结试样的物相利用 X 射线衍射仪(XRD)来分析;用扫描电镜(SEM)对烧结块体进行微观形貌分析;试样显微硬度利用 HXS-I000AK 显微硬度计在载荷 0.5 N,加载 10 s 的条件下测定,多次测量取其平均值。

## 3 结果及分析

### 3.1 显微组织分析

激光烧结试样的显微组织如图 3 所示。可见,烧结组织较为致密,无明显的裂纹及微观孔洞,可以确

定混合粉末之间有着良好的润湿性,且增强相 WC 以微细颗粒及枝晶形态弥散分布于基体中。试样横截面上的显微硬度平均值为 1183.6 HV,较之传统烧结镍基高温合金粉末(486.7 HV)有显著提高,其不同测试位置的硬度值相差很小,说明激光烧结实现了均匀烧结,使混合粉末实现了良好的结合<sup>[9]</sup>。

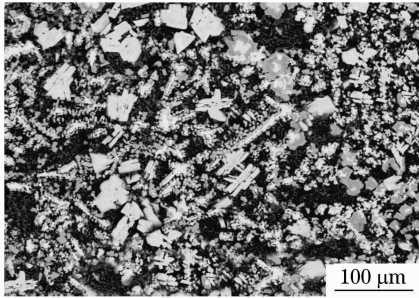


图 3 激光烧结试样显微组织

Fig. 3 SEM images of microstructure of the laser sintered sample

图 4 为烧结试样的 X 射线衍射谱,图中可见  $\gamma$ -Ni[ $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ ]和 WC 的衍射峰较强,可以初步判断烧结试样的物相主要由  $\gamma$ -Ni 和 WC 组成,镍与 WC 之间没有发生化学反应,但实现了很好的液相烧结机制。在烧结过程中,WC 表面包裹的粘结相的镍在激光作用初期将发生熔化,而镍基粉末也发生熔化,二者主要元素都以镍为主,有很好的润湿性,热膨胀系数极小。随着烧结试验的进行,二者对图 5 中的 WC 颗粒进行充分润湿。

从图 5 的 WC 颗粒相貌图可以看出 WC 颗粒具有先天的纤维结构<sup>[10]</sup>,在激光作用过程中,WC 颗粒吸收能量的最大处并不是在粉末的表面,而是在距表面一定的深度上<sup>[10,11]</sup>,所以在激光高能量的作用下,WC 颗粒吸收的能量集中在一定深度下的颗粒内部,产生的冲击力使得纤维结构状的 WC 颗粒分解成为细小的枝晶,而这些细小的枝晶和 WC

颗粒在毛细管力以及液相本身的粘性流动作用下,使颗粒调整位置,重新分布进行颗粒重排,最后析出。枝晶的存在不仅对基体起到了增强相的作用,而且在 WC 颗粒与基体之间起到了过渡的作用,减小了激光热应力,防止微裂纹的产生。

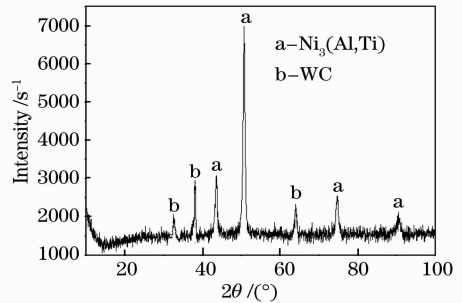


图 4 激光烧结试样的 X 射线衍射谱

Fig. 4 XRD pattern of laser sintered sample

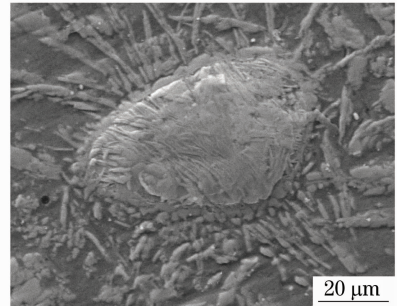


图 5 WC 颗粒典型显微形貌图

Fig. 5 SEM images of characteristic microstructure of the laser sintered sample

### 3.2 激光功率的影响

图 6 所示为不同激光功率下烧结试样的显微组织,其中  $v=0.7 \text{ m/min}$ 。由此可见,烧结组织的致密度及均匀性随着激光功率变化影响显著。

激光功率较低(800 W)时,WC 颗粒发生长大现象,且增强体与基体间存有粗大孔隙,烧结致密度仅为理论密度的 76.5 % [图 6(a)],硬度平均值仅为 918 HV;随着激光功率增至 900 W,WC 颗粒以

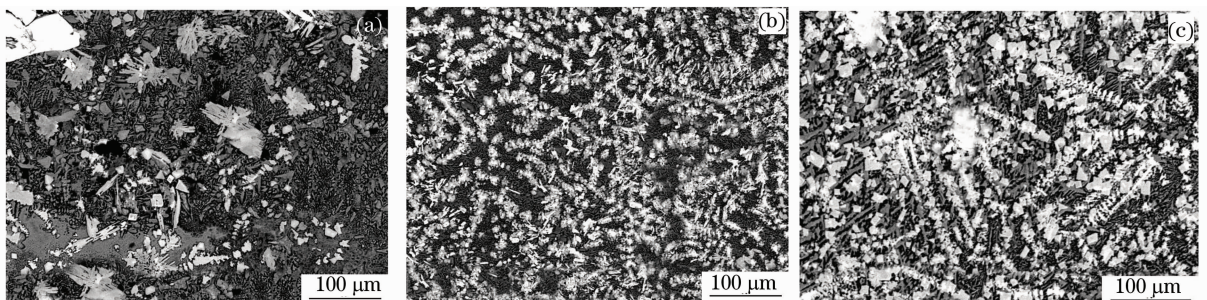


图 6 不同激光功率下烧结试样的显微组织。(a) $P=800 \text{ W}$ ;(b) $P=900 \text{ W}$ ;(c) $P=1000 \text{ W}$

Fig. 6 SEM images showing microstructures of the laser. (a) $P=800 \text{ W}$ ;(b) $P=900 \text{ W}$ ;(c) $P=1000 \text{ W}$

枝晶态均匀地分散在基体里,与基体有良好的结合性,界面处无孔隙,烧结致密度大大提高,为理论密度的 90.4%[图 6(b)],硬度平均值为 1292 HV;而当激光功率达到 1000 W 时,烧结组织中虽无明显孔隙存在,但 WC 增强颗粒发生了明显的偏聚现象,烧结致密度减至理论密度的 82.6%[图 6(c)],同时硬度平均值也降至 1003 HV。

在烧结过程中,存在固液两相烧结。在激光作用下,基体金属镍形成的液相铺展在颗粒表面或聚集于颗粒接触颈,在毛细管力以及液相本身的粘性流动作用下,使 WC 颗粒调整位置,重新分布。在小功率激光作用下,由于粉末中 WC 所占的体积较大,基体金属镍所形成的液相润湿不够充分,导致 WC 颗粒在液相中未能充分溶解,颗粒之间靠拢,在颗粒接触面同时产生固相烧结,使颗粒彼此之间析出时发生明显的长大现象,并导致烧结体内部存在明显的孔隙。随着

激光功率的提高,能量密度增大,对粉末充分烧结,烧结深度增大,烧结致密度增大。同时,基体金属液相润湿充分,使 WC 颗粒在毛细管力及液相粘性流动的作用下进行颗粒重排,WC 颗粒在激光高能冲击下分解成枝晶,使 WC 颗粒能够均匀地分布在基体中。但是,激光功率过高(1000 W)时,引起粉末严重气化,烧结致密度不仅不会增加,反而会使 WC 颗粒在高温作用下重新聚集,颗粒长大,产生分层,使块体的成型度降低,很难控制其精度。

### 3.3 扫描速度的影响

图 7 所示为激光功率 900 W 时,不同扫描速度下激光烧结试样的显微组织。可见,扫描速度对增强颗粒在基体中分散均匀度影响尤为显著。比较图 7(a),(b),(c),当扫描速度  $v \leq 0.5$  m/min 时,WC 颗粒有明显长大;随着扫描速度的不断提高,增强颗粒在基体中的分散均匀性明显改善。

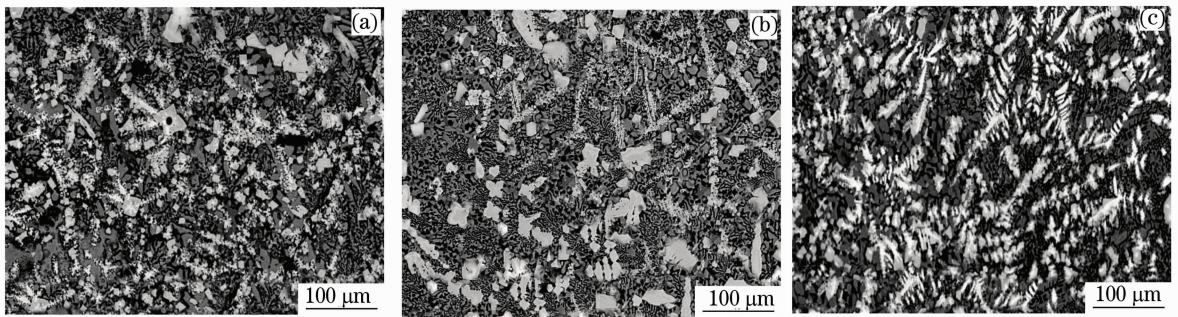


图 7 不同扫描速度下烧结试样的显微组织。(a) $v=0.5$  m/s;(b) $v=0.6$  m/s;(c) $v=0.7$  m/s

Fig. 7 SEM images showing microstructures of the laser sintered samples at different scan speeds. (a) $v=0.5$  m/s; (b) $v=0.6$  m/s;(c) $v=0.7$  m/s

理论研究表明,在其他参数不变的情况下,WC 颗粒在基体中的整体布局决定于扫描速度。在激光快热快凝的过程中,基体界面会与颗粒之间发生相互作用。在液相凝固过程中,随着凝固界面的推移,WC 颗粒或被固液界面“捕捉”,或被固液界面“推移”。当凝固界面推移速度大于一临界值时,WC 颗粒就会被固液界面俘获,此时的界面凝固的推移速度与激光的扫描速度近似等同<sup>[12]</sup>。试验表明,当激光的扫描速度为临界扫描速度 0.7 m/min 时,WC 增强颗粒就会很好地被固液界面“捕捉”,均匀地弥散于基体中。如果扫描速度过快,不能保证粉末层烧透,就会形成分层缺陷,产生断烧现象。

通过以上分析,选用了合适的试验参数进行激光烧结镍基块体,如图 8 所示,其中激光功率  $P=900$  W;扫描速度  $v=0.7$  m/min。

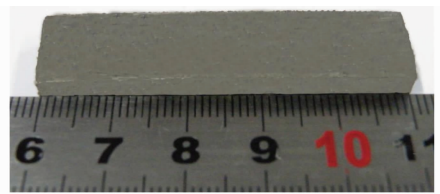


图 8 激光烧结试样照片

Fig. 8 Photograph of laser sintered sample

## 4 结 论

通过在不同激光工艺参数下烧结 WC 增强颗粒复合粉末,得到如下结论:

1) 利用直接激光烧结技术制备了 WC 颗粒增强镍基高温合金块体复合材料。WC 增强颗粒或部分熔化且部分分解,或完全分解成为细小的枝晶且原位析出,在镍基的充分润湿下,基体与颗粒产生良

好的界面结合。

2) 激光功率提高到 900 W 时,激光烧结性能最好,块体的烧结致密度提高,增强颗粒均匀地分散在基体中。

3) 当扫描速度为 0.7 m/min 时,增强颗粒能被固液界面捕捉,使 WC 颗粒能够很好地分散在基体里,提高烧结块体的性能。

### 参 考 文 献

- 1 Wang Huaming, Li Xiaoxuan, Sun Xijun *et al.*. Study of surface mechanical properties of laser shock processed austenitic steel and Ni-based superalloy [J]. *Chinese J. Lasers*, 2000, **A27**(8): 756~760  
王华明, 李晓轩, 孙锡军等. 激光冲击处理不锈钢及镍基合金后表面力学性能的研究[J]. *中国激光*, 2000, **A27**(8): 756~760
- 2 M. F. Chiang, C. Chen. Induction-assisted laser welding of IN-738 nickel-base superalloy[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2009, **114**(1): 415~419
- 3 Zhu Xiaofeng, Zhong Minlin, Liu Wenjin *et al.*. Laser cladding repairing of directionally solidified Ni-base superalloy and its tensile property[J]. *Chinese J. Lasers*, 2007, **34**(s1): 185~189  
朱晓峰, 钟敏霖, 刘文今等. 激光熔覆修复定向凝固镍基高温合金及其拉伸性能[J]. *中国激光*, 2007, **34**(s1): 185~189
- 4 X. C. Wang, Laout, J. Bonse *et al.*. Direct selective laser sintering of hard metal powders: experimental study and simulation[J]. *International Journal of Advance Manufacture Technology*, 2002, **19**: 351~357
- 5 Yang Lin, Zhong Minlin, Huang Ting *et al.*. The study of parameters for laser direct manufacturing Ni based super-alloy [J]. *Applied Laser*, 2004, **24**(6): 345~349  
杨林, 钟敏霖, 黄婷等. 激光直接制造镍基高温合金零件成形工艺的研究[J]. *应用激光*, 2004, **24**(6): 345~349
- 6 Dong Shiyun, Ma Yunzhe, Xu Binshi *et al.*. Current status of material for laser cladding[J]. *Materials Review*, 2006, **20**(6): 5~9  
董世运, 马运哲, 徐滨士等. 激光熔覆材料研究现状[J]. *材料导报*, 2006, **20**(6): 5~9
- 7 Li Xiangsheng, Shi Yusheng, Huang Shuhuai. Model of scanning laser energy and its distribution in selective laser sintering[J]. *Laser Technology*, 2003, **21**(1): 30~32  
李湘生, 史玉升, 黄树槐. 粉末激光烧结中的扫描激光能量大小和分布模型[J]. *激光技术*, 2003, **21**(1): 30~32
- 8 Wang Xiangqing. Research on the Density Improvement and Micro-defect Elimination During DLMS[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2007  
王相庆. DLMS 技术致密度提高及微观缺陷消除的试验研究[D]. 南京: 南京航空航天大学, 2007
- 9 X. Wang, J. P. Kruth. A simulation model for direct selective laser sintering of metal powders[J]. *Computational Techniques for Materials, Composites and Structures*, 2000, (7): 57~71
- 10 Liu Ximing. Microstructure evolution of laser cladding with feeding powder for Co-based alloy in addition with WC in reheating and cooling process[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2007, **36**(4): 621~624  
刘喜明. Co 基自熔合金+WC 送粉激光熔覆层再加热冷却过程中的显微组织变化特征[J]. *稀有金属材料与工程*, 2007, **36**(4): 621~624
- 11 Zhang Kun, Chen Guangnan. Evolution of rapidly solidified microstructure in SiC<sub>p</sub>/A356 composites with laser radiation[J]. *Acta Materiae Compositae Sinica*, 2000, **17**(1): 115~118  
张坤, 陈光南. 激光作用下 SiC<sub>p</sub>/A356 复合材料的快凝组织形成[J]. *复合材料学报*, 2000, **17**(1): 115~118
- 12 D. M. Stefanescu, B. K. Dhindaw, A. S. Kacar *et al.*. Behavior of ceramic particles at the solid/liquid metal interface in metal matrix composite [J]. *Metall. Trans.*, 1988, **19A**(11): 2847~2855