

文章编号: 0258-7025(2002)11-1045-04

工艺参数对激光快速成型 316L 不锈钢 组织性能的影响

席明哲, 张永忠, 章萍芝, 石力开, 程 晶
(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘要 采用激光快速成型技术制备了 316L 不锈钢零件, 研究了激光功率对激光快速成型不锈钢零件组织、性能的影响。研究表明, 激光功率 ≤ 900 W 条件下, 所成型的不锈钢薄壁墙的组织为枝晶组织, 当激光功率升高到 1150 W 时, 枝晶组织变得更短。机械性能测试结果显示, 在各激光功率下制备的不锈钢薄壁墙的机械性能均可满足实际使用要求。

关键词 激光快速成型, 316L 不锈钢, 激光功率
中图分类号 TN 249 **文献标识码** A

Influence of Processing Parameter on the Microstructure and Properties of the 316L SS Fabricated by Laser Direct Deposition

XI Ming-zhe, ZHANG Yong-zhong, ZHANG Ping-zhi, SHI Li-kai, CHENG Jing
(General Research Institute for Nonferrous Metals, Beijing 100088)

Abstract This paper is focused on the research of the 316 L stainless steel prepared by laser direct deposition, especially on the influence of laser power on the microstructure and properties of the parts by laser direct deposition. The results show that the obtained microstructure of the thin wall of stainless steel is composed of dendrites with the condition of the laser power less than 900 W, however, when the laser power reached to 1150 W, the dendrites become shorter. The mechanical property testing indicates that the as-formed 316L stainless steel under different laser power can meet the need to actual utility.

Key words laser direct deposition, 316L stainless steel, laser power

1 引 言

激光快速成型可供实际使用的金属零件是近几年发展起来的一种先进制造技术。该技术以金属粉末为原料, 大功率激光束作为熔化金属粉末的能源, 是一种通过逐点、逐层添加材料获得完全致密金属零件的快速成型技术^[1,2]。随着近年来高功率激光在材料领域的应用不断扩大, 使得采用快速成型方法直接制备致密金属零件受到更为广泛的关注, 许多发达国家正大力开发该技术^[3~8], 并取得了显著成果。本文着重研究激光功率对所成型的不锈钢零件组织及性能的影响。

2 实验材料及方法

实验材料为 316L 不锈钢粉末, 化学成分见表 1, 粉末粒度 ~ 200 目。

采用 45 钢加工成 100 mm \times 50 mm \times 10 mm 的长方形块作为基板。为提高基板对激光束的吸收

表 1 316L 不锈钢粉末的化学成分 (wt.-%)
Table 1 Chemical composition of 316 L stainless steel (wt.-%)

	Ni	Cr	Mo	Fe
316L SS	12~14	16~18	2~3	Bal.

收稿日期: 2001-07-24; 收到修改稿日期: 2001-11-26

基金项目: 国家“973”计划资助项目 (G200067205-1)。

作者简介: 席明哲 (1970—), 男, 北京科技大学博士生, 主要从事激光快速成型金属零件的研究。E-mail: ximzh@263.net

率,在基板表面涂覆增强激光吸收率涂层。实验采用 2 kW 横流 CO₂ 激光器,光斑直径为 1.8 mm。激光输出功率分别为 350 W, 500 W, 700 W, 900 W, 1150 W, 成型金属零件时,在计算机的控制下,数控机床按照所要成型金属零件被分层后的各层几何信息运动,运动线速度为 3 mm/s。金属粉末通过与激光头同轴的送粉器送入激光熔池,送粉速率 5 g/min,粉末载气(Ar)流量 0.3 m³/h。为研究所成型零件的力学性能,采用相同工艺参数制备如图 2(b)的不锈钢薄壁墙,在如图 1 所示的薄壁上用线切割切取平行于基板的 X 方向的片状拉伸试样,化学成分分析沿金属薄壁的 X 及 Y 方向。金相观察面为垂直于基板的 Y-Z 横断面及平行于基板的 X-Z 截面。在 AG-50KNE 拉伸试验机上进行拉伸试验,加载速

率为 2 mm/min。

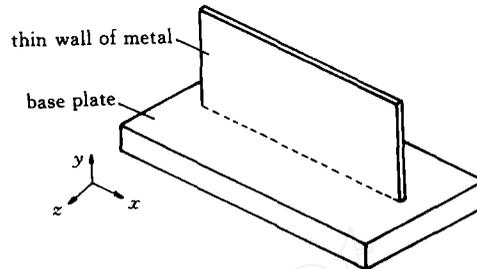


图 1 所成型不锈钢薄壁墙金相观察及力学性能、成分取样部位示意图

Fig. 1 Schematic of the thin wall of 316L stainless steel and the location of mechanics sample cut

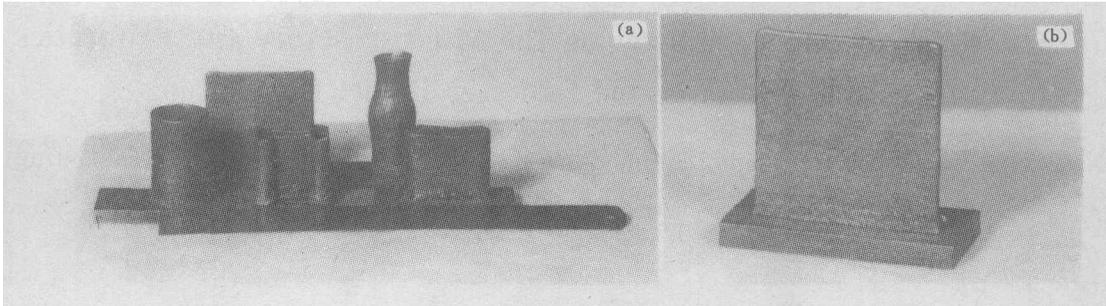


图 2 激光快速成型的不锈钢薄壁零件(a)和薄壁墙(b)

Fig. 2 Photo of thin wall part (a) and thin wall (b) of 316L SS fabricated by laser direct deposition

3 实验结果与分析

图 2(a)为采用激光快速成型技术制备的不锈钢薄壁零件,从图中可以看出,零件的形状复杂、规整,壁厚均匀,成型零件尺寸与设计尺寸完全相符。同时零件的表面光洁,为成型后的原始状态。图 2(b)为在激光功率为 900 W,扫描速度 3 mm/s 条件下的不锈钢薄壁墙,薄壁墙的尺寸为:高 80 mm,长 80 mm,壁厚 3.1 mm。

图 3(a)为激光功率 500 W,不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的金相组织。如图所示,该组织由多层具有相同组织特点的组织组成,每层组织由相互平行且与基板垂直的枝晶组成。该组织是在快速成型过程中层层堆积形成的。图 3(b)为激光功率 700 W 时不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的金相组织,组织由均匀的且与基板垂直的枝晶组成。图 3(c)为相同工艺条件下,不锈钢薄壁墙 X-Z 截面的金相组织,组织为 Y-Z 截面枝晶组织的横断面的形貌。图 3(d)为激光功率 900 W,不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的金相组

织,组织为枝晶组织且与基板垂直,与图 3(b)相比,枝晶变长。图 3(e)为激光功率 1150 W 时不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的金相组织中较短的枝晶组成,组织为等轴晶。从图 3 可以看出,随激光功率提高,所成型的不锈钢薄壁墙的金相组织发生了明显的变化。在激光功率为 500 W, 700 W, 900 W 条件下,不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的金相组织均由相互平行且与基板垂直的枝晶组成,原因是液态金属在冷却凝固过程中,热量主要沿着垂直于基板 Y 的负方向上散失,凝固具有方向性,所以形成与基板垂直的枝晶组织。但随激光功率升高,枝晶变长,参见图 3(b),图 3(d)。分析认为,900 W 激光功率产生的激光熔池中的温度梯度要比 700 W 激光功率产生的激光熔池中的温度梯度大,因而在熔池冷却过程中,由于温度梯度促使熔池中的金属液体流动,使得较高功率产生的熔池中心温度更为快速下降,因此在 900 W 激光功率作用下的激光熔池中沿 Y 的正方向形成了相对较大的负温度梯度,所以形成的枝晶较长。

当激光功率升高到 1150 W 时, 不锈钢薄壁墙 Y-Z 截面的枝晶组织变得更短, 原因是激光快速成型是层层连续加工, 成型过程中金属零件的冷却条件不变, 所以当激光功率大于一定值时, 由于基板和已成形的部分金属件的温度较高, 使得激光熔池在冷却过程中, 热量沿着垂直于基板 Y 的负方向上散失的优势不明显, 因此形成较短的枝晶组织。

如图 4 所示, 随激光功率升高, 不锈钢薄壁墙的

抗拉强度也升高。在激光功率为 700 W 时, 其抗拉强度为最大, 达到 580 MPa。再升高激光功率到 900 W, 薄壁墙的抗拉强度下降到 557 MPa, 分析原因, 参见图 3(d), 由图可见, 其 Y-Z 截面的组织为与基板垂直的细长枝晶组织, 这可能使得薄壁墙的机械性能沿垂直于基板的 Y 方向具有方向性。而拉伸试样的拉伸方向为与基板平行的 X 方向。当激光功率为 1150 W 时, 薄壁墙的抗拉强度又升高到 568 MPa。

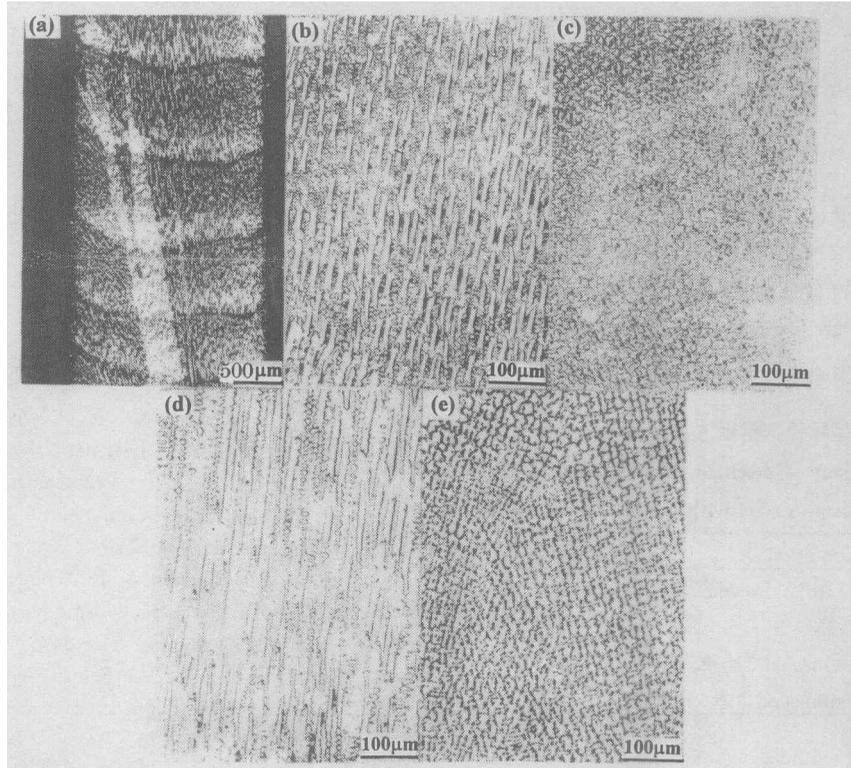


图 3 不锈钢薄壁墙的金相组织

Fig. 3 Microstructure of thin wall of 316L SS for laser power

(a) 500 W; (b), (c) 700W; (d) 900 W; (e) 1150 W

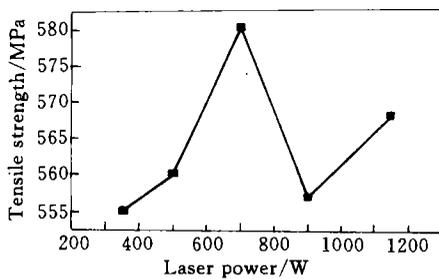


图 4 不锈钢薄壁墙的抗拉强度随激光功率变化的曲线

Fig. 4 Tensile strength vs laser power

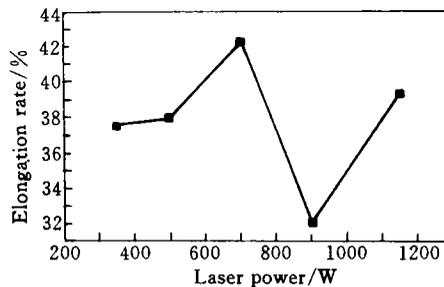


图 5 不锈钢薄壁墙延伸率随激光功率变化的曲线

Fig. 5 Elongation rate vs laser power

图 5 为不锈钢薄壁墙延伸率随激光功率变化的曲线, 当激光功率 ≤ 700 W, 随激光功率升高, 薄壁墙的延伸率升高。继续提高激光功率到 900 W 时, 延伸率下降为 32%, 再次提高激光功率到 1150 W

时, 延伸率升高到 39.7%。

图 6 为不锈钢薄壁墙的维氏硬度随激光功率的变化曲线, 与抗拉强度、延伸率随激光功率的变化趋势正好相反, 当激光功率 ≤ 700 W, 随激光功率升

高,薄壁墙的硬度降低。而当激光功率为 900 W 时,其硬度却上升到 262。

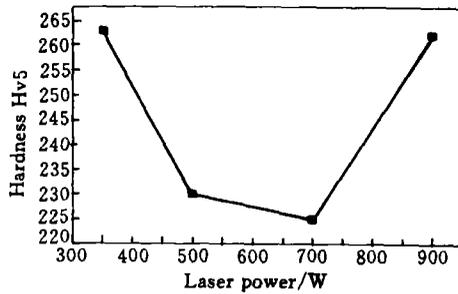


图 6 不锈钢薄壁墙的维氏硬度随激光功率的变化曲线

Fig.6 Hardness (Hv5) vs laser power

表 2 为由薄壁件制成的拉伸试样与常规加工方法制成的零件机械性能的对比。从表中可以看出,激光快速成型的金属件和由常规方法制成的零件的机械性能相当,表明激光快速成型制成的金属零件可满足实际使用要求。

表 2 激光快速成型零件与常规方法制造零件的机械性能对比
Table 2 Comparison of mechanical properties of laser-direct deposited 316L stainless steel with cast and wrought materials

Condition	σ_{UTS} /MPa	δ /%
As-consolidated 316 L (Power: 700 W)	580	42
Cast 316 L (CF-3M) ^[9]	552	55
Hot finished & annealed 316 L bar ^[10]	480	40
Cold finished & annealed 316 L bar ^[11]	620	30

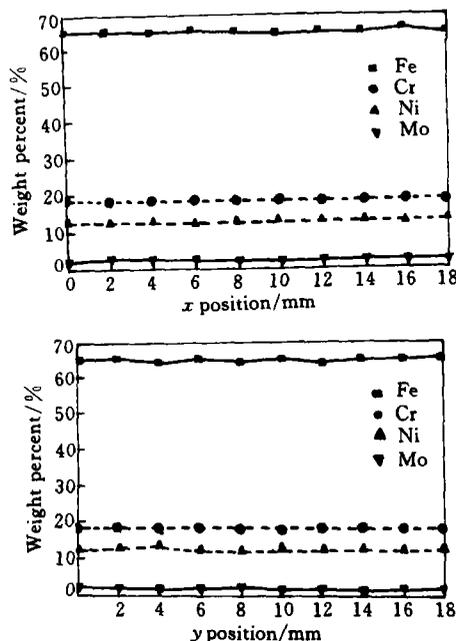


图 7 不锈钢薄壁墙 X-Y 面的化学成分沿 X, Y 方向的分布

Fig.7 Composition distribution along X, Y direction

图 7 是在激光功率 700 W,扫描速度 3 mm/s 条件下,所成型不锈钢薄壁墙 X-Y 面的化学成分沿 X, Y 方向的分布,从图中看出,所成型的不锈钢薄壁墙的化学成分分布均匀,没有出现成分偏析,同时不锈钢薄壁墙的化学成分与金属粉末的成分一致。

4 结 论

1) 采用激光快速成型技术可制备出形状正确、表面光洁、化学成分分布均匀、机械性能优良的不锈钢薄壁零件。

2) 不同激光功率条件下制备的 316L 不锈钢薄壁零件的机械性能不同。在激光功率为 700 W 条件下,制备的不锈钢零件的机械性能最优。

3) 不锈钢零件的组织由与基板相垂直的枝晶组织组成。

参 考 文 献

- 1 D. J. Thoma, G. K. Lewis, J. O. Milewski *et al.*. Free-form of near-net shapes using directed light fabrication [C]. Proceeding of the 15th International Thermal Spray Conference, 25 ~ 29 May 1998, Nice, France, 1205~1210
- 2 D. M. Keicher, J. E. Smugeresky. The laser forming of metallic components using particulates materials [J]. *J E. JOM*, 1997, (5):51~54
- 3 J. Mazumder, A. Schifferer, J. Choi. Direct materials deposition: designed macro and microstructure [J]. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1999, 542:51~63
- 4 D. M. Keicher, *et al.*. Using the laser engineered net shaping (LENS) process to produce complex components from a CAD solid model [C]. *SPIE*, 1997, 2993:91~97
- 5 Richard Mah. Directed light fabrication [J]. *Advanced Materials & Processes*, 1997, 152(3):31~33
- 6 J. O. Milewski, *et al.*. Development of a near net shape processing method for rhenium using directed light fabrication [J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 1998, 13(5):719~730
- 7 D. H. Abbott, F. G. Arcella. Laser forming titanium components [J]. *Advanced Materials & Processes*, 1998, 153(5):29~30
- 8 F. B. Prinz, L. E. Weiss. Novel applications and implementations of shape deposition manufacturing [J]. *PRICM 3, The Minerals, Metals & Materials Society*, 1998. 1547~1554
- 9 ASM International, *Metals Handbook*, Ed. 9 (ASM International, Metals Park, OH, 1980), Vol. 3, p. 143 and 219
- 10 ASM International, *Metals Handbook*, Ed. 9 (ASM International, Metals Park, OH, 1980), Vol. 3, p. 113
- 11 ASM International, *Metals Handbook*, Ed. 9 (ASM International, Metals Park, OH, 1980), Vol. 3, p. 21