

超声辅助 H13 模具钢表面激光熔覆强化层组织分析

刘立君^{1,3}, 冯梦奎¹, 王晓陆¹, 崔元彪², 贾志欣³, 李继强³

(1. 哈尔滨理工大学, 哈尔滨, 150080; 2. 哈尔滨职业技术学院, 哈尔滨, 150081;

3. 浙大宁波理工学院, 宁波, 315100)

摘要: H13 模具钢在制造业有广泛的应用, 大多数的工作环境比较恶劣, 表面经常会出现各种失效问题, 因此需要对其表面进行强化处理. 单一进行激光表面强化处理时, 强化层的性能往往达不到预期需求, 进而采用超声辅助的方法进行强化涂层的制备. 基于超声辅助激光熔覆的过程中, 通过对 H13 模具钢进行熔覆强化层的制备, 探究超声功率对熔覆层尺寸及微观组织的影响. 结果表明, 施加超声振动后增大了熔池表面的润湿性, 焊缝表面变得相对平坦, 超声振动使熔覆层内的元素分布更加均匀, 晶粒更加细化, 施加超声振动后的熔覆强化层显微硬度比未施加超声振动提高了 21%. 用激光熔覆修复模具的同时施加超声振动, 可以大幅度的提高模具表面的各种力学性能, 延长模具的服役时间.

创新点: (1) 提出超声辅助 H13 模具钢表面激光熔覆强化层工艺方法.

(2) 采用激光熔覆预置涂层方法, 探究超声振动对熔覆层尺寸、外观形貌、显微硬度及微观组织的影响规律.

关键词: H13 模具钢; 表面强化; 激光熔覆; 超声振动

中图分类号: TG 425.1

文献标识码: A

doi: 10.12073/j.hjxb.20200503001

0 序言

H13 模具钢在制造行业具有很广泛的应用, 其主要被应用于热作模具和压铸模具, 在使用的过程中往往会处于比较恶劣的环境, 其表面经常会出现磨损、裂纹等失效现象, 影响模具的寿命以及机器的正常运转. 激光熔覆作为一种可循环使用的技术, 一直被人们广泛研究, 它可以根据工件的服役要求, 在工件的表面预置一层特殊的材料, 利用激光束熔化预置在基材表面的熔覆材料和部分基材制备形成表面具有高硬度、高耐磨性、抗腐蚀性性能优良的强化层^[1], 广泛应用于汽车制造、石油化工、航空航天及生物医学等领域, 激光熔覆在工作过程中, 由于激光器具有的能量非常高, 熔覆材料的熔化与基材的结合速度很快, 熔池凝固后会产生裂纹、气孔等缺陷, 还会导致强化层内部的元素分布不均匀. 在实际工艺生产中单独的进行激光熔覆

往往得不到理想的强化层, 需要采用一些辅助手段获得所需要的强化层.

超声振动作为一种外加的物理场, 具有获得方便、安全无污染等优点, 被广泛的应用在焊接以及熔覆等领域. 范阳阳等人^[2]采用 TIG 焊的方式进行不锈钢的连接试验, 预先将焊枪头部与超声振动相结合, 形成了一种新式超声 TIG 焊接方法, 研究发现, 超声振动辅助 TIG 焊接可以显著增大熔池稀释率^[3]、细化晶粒^[4]、均匀组织并大幅度提高材料力学性能^[5-9].

采用激光熔覆预置涂层方法, 在激光熔覆过程中同步施加超声振动, 对超声辅助 H13 模具钢表面激光熔覆强化层进行观察, 探究超声振动对熔覆层尺寸、外观形貌、显微硬度以及微观组织的影响规律.

1 试验方法

试验基体材料为 H13 模具钢, 其主要合金元素 (质量分数, %) 为 C 0.43, Si 1.17, Mn 0.48, Cr 4.79, Mo 1.38, V 0.94, Fe 为余量. 使用切割机加

工成尺寸为 100 mm × 100 mm × 15 mm 的试样后,使用砂纸打磨去除掉材料表面的污渍和锈迹,然后使用超声波清洗 15 min,置于干燥环境下备用。

试验装置采用武汉瑞丰光电技术有限公司制造的 RF-4GH300 激光焊接设备, YAG 脉冲激光进行焊接试验,激光功率为 297 W,离焦量为 6 mm. 超声振动装置功率 0 ~ 2 000 W 可调. 试验装置如图 1 所示. 强化层熔覆材料使用的 SiC 陶瓷颗粒与 Ni 粉混合, Ni 粉化学成分如表 1 所示. 试验前将混合粉末用无水乙醇与松香粘结在 H13 钢表面制备出预置涂层. 在 H13 模具钢上进行激光熔覆得到陶瓷熔覆层后,继续用线切割的方法获得试样横截面,进行打磨、抛光、腐蚀,制备出金相试样以备。

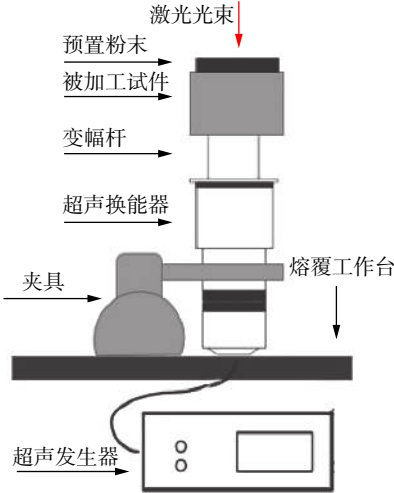


图 1 试验装置

Fig. 1 Experimental setup diagram

表 1 Ni 基粉末化学成分 (质量分数, %)

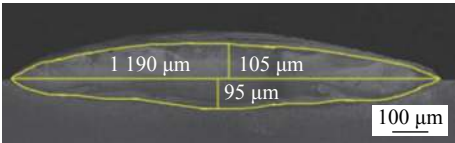
Table 1 Ni-based powder chemical composition table

Co	Fe	Si	Zr	Al	C	Ni
0.025	0.001	0.003	0.002	0.001	0.001	余量

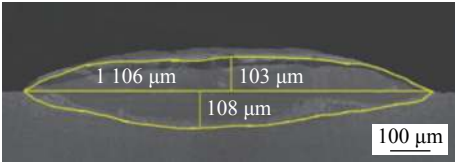
2 试验结果与分析

2.1 宏观成形分析

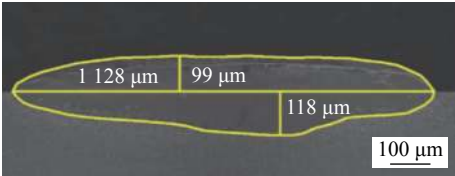
对 H13 模具钢进行激光熔覆试验时,由于激光器参数的不同,熔覆层的外貌也会发生相应的变化,在前期的试验中发现当激光器的电流为 110 A,离焦量 6 mm,扫描速度为 80 mm/min 时,熔覆层的成形较好,之后的试验,激光器均为以上的参数. 不同工艺方式下熔覆层截面形貌如图 2 所示. 可以看到整个熔覆分为两个区域:陶瓷颗粒熔覆区 (CZ) 和基材熔化区域 (FZ). 当使用超声功率为 0, 500, 700 W 时的熔宽分别为 1 190, 1 106 和 1 128 μm . 熔覆层堆积高度分别为 105, 103 和 99 μm , 熔深分别为 95, 108 和 118 μm . 熔深随着超声功率的增大而增大,当超声功率为 700 W 时,熔覆层堆积高度有所降低,且熔覆层表面轮廓变得相对平坦,分析是因为加入超声振动后,振动所产生的能量使熔池内分子运动的加快,进而使液体对表面分子的吸引力减弱^[10],如图 3 所示, σ_{s-l} 和 σ_{l-g} 减小,即润湿方程 (1) 中的分子增大,分母减小,整个式子的结果是增大的,即 $\cos\theta$ 值增大,润湿角 θ 降低,润湿性增加使熔覆层更加的致密熔覆质量得到优化,所以熔覆层稀释率越小,其成形效果越好。



(a) 未施加超声振动



(b) 施加 500 W 超声振动



(c) 施加 750 W 超声振动

图 2 不同工艺条件下的熔覆层截面形貌

Fig. 2 Cross-sectional Morphology of cladding layer under different process conditions. (a) 0 W; (b) 500 W; (c) 750 W

$$\cos\theta = (\sigma_{s-g} - \sigma_{s-l}) / \sigma_{l-g} \tag{1}$$

式中: $\cos\theta$ 为界面接触角; σ_{s-g} 为固—气接触面; σ_{s-l} 为固—液接触; σ_{l-g} 为液—气接触面。

2.2 微观组织分析

未施加超声振动和施加了 750 W, 20 kHz 超声振动的激光熔覆层与基材结合区域的组织,如图 4

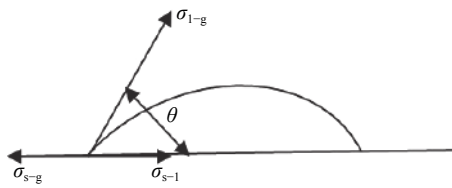
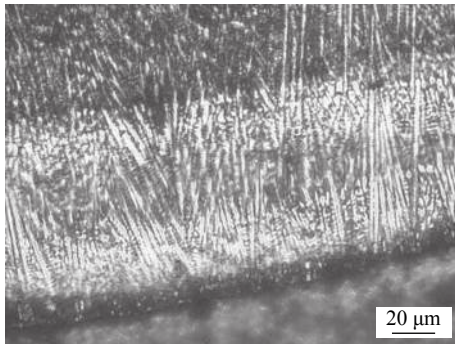
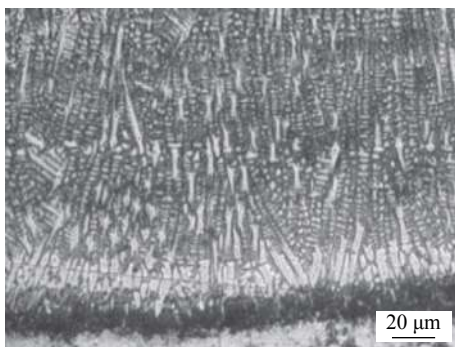


图 3 润湿性示意图

Fig. 3 Wettability diagram



(a) 未施加超声振动



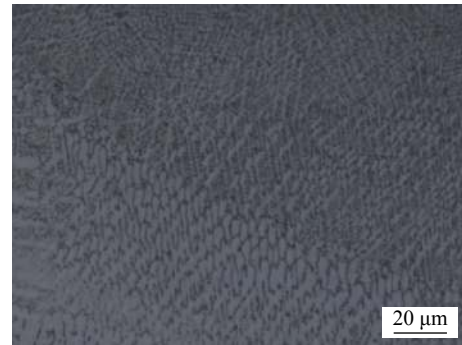
(b) 施加 750 W 超声振动

图 4 不同工艺下的熔覆层底部组织(截面)

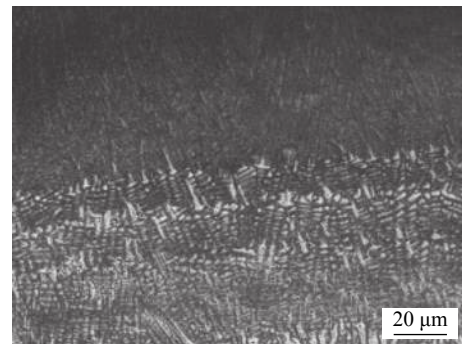
Fig. 4 Microstructure (section) of cladding layer under different processes. (a) 0 W; (b) 750 W

所示.从图 4a 中可以看到,未施加超声振动的熔覆层组织主要是由柱状枝晶构成,且在熔合区附近有一定的颜色变化,说明在激光熔覆的过程中发生元素扩散,使基材与熔覆层形成了良好的冶金结合.图 4b 可以看出熔合区的范围变大,说明在超声振动的影响下,可以使过渡区域内的元素分布的更加均匀,提高熔覆层的性能.经激光熔覆处理后的熔覆层分为熔覆区域和基材熔化区域,基材熔化区域基本为熔化后重新结晶的基材,组成与熔覆前并无太大区别,熔覆区域是熔化的熔覆材料与熔基材混合后所结晶形成的组织,如图 5 所示.

图 5 中上部为基材熔化区域,下部为熔覆区域,从图 5a 中可以看出,未施加超声振动的熔覆层组织主要是由柱状枝晶与共晶组织组成.施加超声振动后熔覆层组织形貌如图 5b 所示,与未施加超



(a) 未施加超声振动



(b) 施加 750 W 超声振动

图 5 熔覆区域与熔化区域结合部分

Fig. 5 Combine part of that cladding region and the mel region. (a) 0 W; (b) 750 W

声振动相比,晶粒变得细小,显微组织主要是由细小的等轴晶和枝晶组成,涂层的致密性也得到提高.这是因为在超声振动下,增加了液态金属的流动性,使熔池内气泡得以逸出,气孔缺陷减少.晶粒的细化主要是因为适宜的超声振动作用在熔融态的液体金属中时,可使正在成长中的晶粒破碎,增加了晶粒数目,使晶粒得到细化从而提高了材料的力学性能.将此方法运用在模具修复中会大大提高模具修复的效率以及修复后熔覆层的质量.

2.3 超声功率对微观组织的影响

不同超声功率下的激光熔覆层显微组织如图 6 所示.从图中可以观察到,功率从 500 W 增加到 750 W 时晶粒得到了明显的细化,而当功率从 750 W 增加到 1 000 W 时,晶粒较之前变得粗大.可以得到超声振动的施加功率并不是越大越好,超声功率由 500 W 增大到 750 W 时,晶粒得到了细化,这是因为①超声振动的能量输入,加剧了熔池中原子集团的热运动,这样将导致原子集团的频繁出现和消失,增大了熔池液态金属的相起伏,提高了晶胚的数目,即提高了形核率,使晶粒得到细化;②随着超声振动的能量输入,会降低熔池的温度梯度,温度梯度的降低会增大晶体的结晶速率,增加

了晶粒的数目;③超声振动对熔池内部的液态金属具有一定的搅拌作用,这会将已经生成的柱状枝晶击碎,脱落后的柱状枝晶在熔池中独立长大形成新的等轴枝晶,等轴枝晶数目的增多会抑制柱状枝晶的长大速度,限制了晶粒的大小。

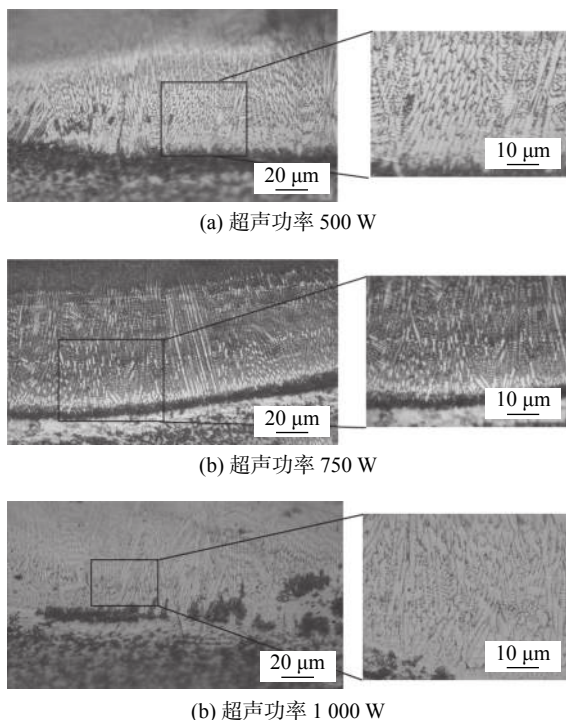


图 6 不同超声功率下的激光熔覆层显微组织(截面)
Fig. 6 Microstructure (cross section) of laser cladding layer under different ultrasonic powers. (a) 500 W; (b) 750 W; (c) 1000 W

当超声功率从 750 W 增大到 1000 W,如图 6b, 6c 所示,组织成分发生了更加明显的变化,柱状枝晶依然被击碎折断形成新的晶粒,但原本已经细化的晶粒反而有变粗的现象.是因为超声振动的功率增加,给熔池内带来了过大的能量,这些能量延缓了熔池凝固的时间,导致该部分晶粒较之前更加的粗大,说明超声功率对熔池的影响是属于非线性的,在实际的模具修复中应根据不同的工作需要确定一个最佳的超声功率范围,提高生产效率。

2.4 超声功率对显微硬度的影响

用维氏硬度测试设备对不同工艺下制备的熔覆层进行压痕测试,沿垂直熔覆层方向每 50 μm 进行一次测量,在熔覆层内中部区域再每隔 100 μm 进行一次水平方向测量,以观察平均硬度值,不同工艺下熔覆层显微硬度值如图 7 所示.由图 7a 可以看出,熔覆层中的硬度值分布主要分为 3 个区域,距表面距离为 0.05 ~ 0.25 mm 为强化层,0.25 ~

0.45 mm 为热影响区,0.45 ~ 0.5 mm 为基材.结合图上计算未施加超声振动与施加 750 W 超声振动的熔覆层硬度平均值分别为 584 和 706 HV,施加超声振动后强化层显微硬度提高了 21% 左右,水平方向上二者硬度值仅围绕平均硬度存在很小波动.施加超声振动后熔覆层显微硬度波动明显比未施加超声振动更小,熔覆层性能更加稳定.施加超声振动后硬度得以提高,并更加稳定的原因大体有两点.①结合线扫描结果,施加超声振动可使熔覆材料分布更均匀,基材和增强颗粒结合更好,硬质相均匀分布在熔覆层内,固溶强化效果提升,使熔覆层整体硬度提高,性能更加稳定;②超声振动可折断较粗大晶粒、减小晶粒尺寸、增加形核率,使熔覆层内晶界数量增多,材料硬度得以提升。

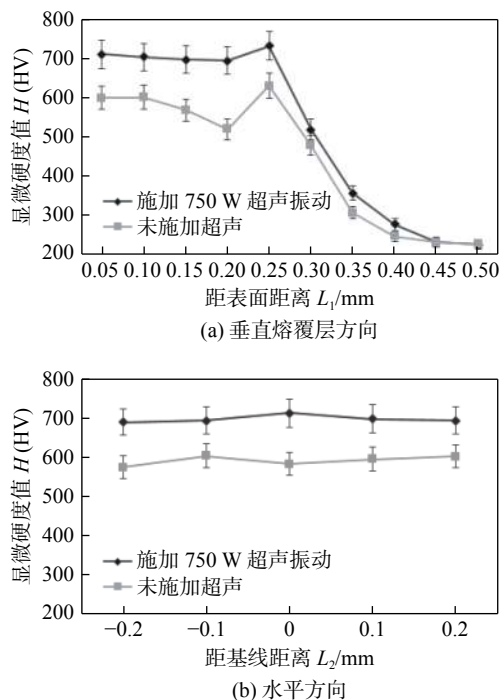


图 7 不同工艺下熔覆层显微硬度
Fig. 7 Microhardness value of cladding layer under different processes. (a) vertical cladding layer; (b) horizontal cladding layer

2.5 超声功率对熔覆层元素分布影响

使用扫描电子显微镜附带的能谱分析仪(EDS)对涂层截面进行线扫描,使用超声功率分别为 0, 500, 750 和 1000 W. 对比发现当施加 500 W 超声振动时(图 8),熔覆层顶部的 Ni 和 Si 的含量有明显提升,沿垂直方向继续深入熔覆层, Ni, Si 含量呈梯度降低,但仍略高于未施加超声振动的试件,说明超声振动对熔覆层内熔覆材料的利用率有所提高;当施加 750 W 超声振动时,发现熔覆层内的

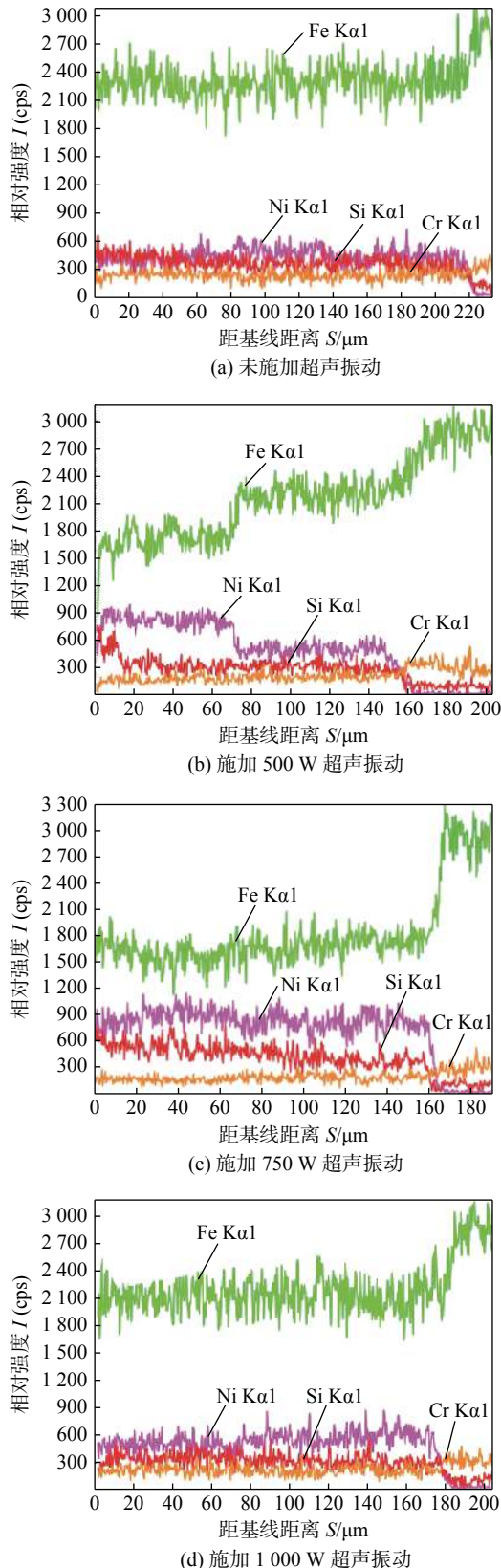


图 8 不同超声功率下 EDX 线扫描结果

Fig. 8 EDX line scanning results under different ultrasonic powers. (a) 0 W; (b) 500 W; (c) 750 W; (d) 1000 W

Ni, Si 含量再一次明显提升, 并且含量从熔覆层顶部到底部一直处于较高状态, 说明随着超声功率的提

高, 熔覆材料的利用率有了进一步提高, 熔覆层内增强相含量整体提升, 适当增加超声功率对熔覆层内增强颗粒的分布情况也有进一步改善; 当施加 1000 W 超声振动时, 熔覆层内 Ni, Si 含量虽比未施加超声振动略高, 但相比施加 750 W 超声振动时有所下降, Fe 含量再次提高, 有利于减少未施加超声时熔池内对流产生的宏观偏析。

对不同超声功率下的熔覆层顶部和底部组织均匀区域进行范围 50 μm 的元素分析, 用 Ni 和 Si 的含量来表示熔覆材料的含量, 用 Fe 和 Cr 来表示基材的含量。图 9 和图 10 分别展示了未施加超声振动与施加了 750 W 超声振动后的熔覆层顶部和底部元素能谱。与未施加超声振动相比, 在该区域内施加了 750 W 超声振动后 Ni, Si 含量分布均有明显提高, 说明超声振动可以使该区域熔覆材料更好的熔入熔覆层内, 从而提高了熔覆层的力学性能。

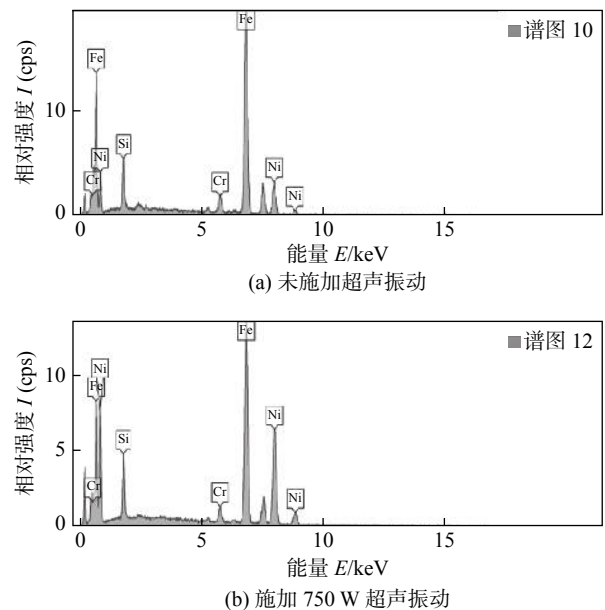


图 9 熔覆层顶部元素分布能谱

Fig. 9 Energy spectrum of element distribution on top of cladding layer. (a) 0 W; (b) 750 W

不同超声功率下熔覆层顶部和底部的元素含量对比数据, 分别如表 2 和表 3 所示, 施加超声振动后的 Ni 含量均高于未施加超声振动, 与线扫描结果一致。对熔覆层底部接近结合带处的组织均匀区域进行范围 50 μm 的元素含量分析, 随着超声功率的增大, 熔覆层顶部与底部的熔覆材料含量呈现先升高后降低的趋势, 由于试验选区均在熔池中线处, 当超声功率较小时, 超声促进熔池内的 Marangoni 对流作用, 使得熔池内流体较为充分流动, 两侧熔覆材料在 Marangoni 对流作用下向中线处聚

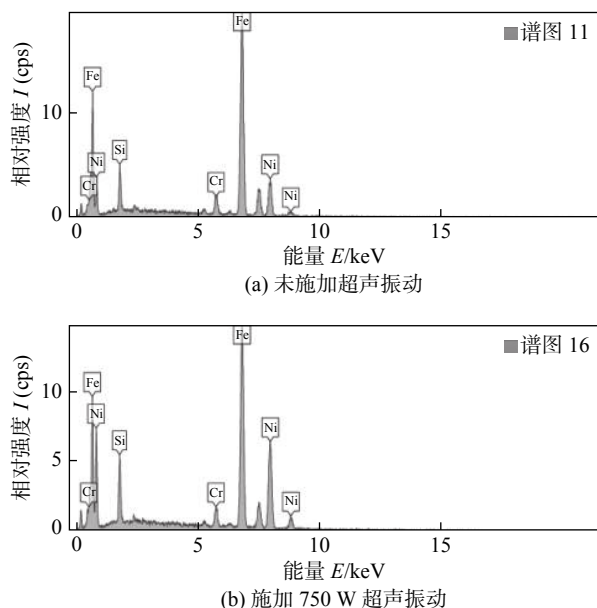


图 10 不同超声功率下熔覆层底部元素分布能谱

Fig. 10 Energy spectrum of element distribution at the bottom of cladding layer under different ultrasonic powers. (a) 0 W; (b) 750 W

表 2 不同超声功率下的熔覆层顶部元素分析

Table 2 Analysis of elements at the top of cladding layer under different ultrasonic power

超声功率 P/W	Fe	Ni	Si	Cr
0	71.98	20.90	6.15	3.97
500	51.71	36.83	8.72	2.74
750	51.19	40.58	5.78	2.45
1 000	65.27	26.37	4.92	3.44

表 3 不同超声功率下的熔覆层底部元素分析

Table 3 Analysis of elements at the bottom of cladding layer under different ultrasonic power

超声功率 P/W	Fe	Ni	Si	Cr
0	75.18	15.73	4.94	4.15
500	65.45	26.65	4.69	3.20
750	56.94	33.85	5.84	3.36
1 000	72.78	19.13	4.48	3.61

集,使得底部与顶部熔覆材料含量升高,当超声功率继续增大时,较大的超声功率继续增强熔池中流体的流动性,并使熔池凝固时间变长,使得熔池内流体更加充分流动,熔覆材料在充分的对流作用下分布更加均匀,所以底部和顶部熔覆材料含量下降。

3 结论

(1) H13 模具钢在进行激光熔覆的过程中,通

过施加超声振动可以增大熔池的润湿性,使焊缝截面的熔深增大,焊缝表面变得相对平坦,焊缝成形较为美观。对比施加超声振动与未施加超声振动的微观组织图可以发现,施加超声振动后晶粒的数目和形成的二次枝晶的数量得到了显著的提高。

(2) 在激光其它参数不变的情况下,超声振动对激光熔覆强化层的影响并不是线性的,超声功率达到 750 W 时,熔覆层中的晶粒细化效果较好。当超声功率达到 1 000 W 时晶粒反而变得粗大。

(3) 在激光熔覆的过程中,施加超声振动的熔覆层显微涂层平均硬度为 706 HV,未施加超声振动的熔覆层显微硬度平均值为 584 HV,提高约为 21% 左右。在对 H13 模具钢上的熔覆层进行元素分析时可以得出,当施加的超声功率为 750 W 时,熔覆层内的 Si, Ni 元素含量较高。

参考文献

- [1] Maider Muro, Garikoitz Artola, Josu Leunda, *et al.* Compositional modification of tool steel to improve its wear resistance[J]. *Metalurgical and Materials Transactions A*, 2019, 50(8): 3912 – 3921.
- [2] 范阳阳, 孙清洁, 杨春利, 等. 基于超声振动的 304 不锈钢 TIG 焊接[J]. *焊接学报*, 2009, 30(2): 91 – 94.
Fan Yangyang, Sun Qingjie, Yang Chunli, *et al.* TIG welding of 304 stainless steel based on ultrasonic vibration[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2009, 30(2): 91 – 94.
- [3] 陈菊芳, 陈国炎, 孙凌燕, 等. H13 钢表面激光熔覆层稀释率及强化效果研究[J]. *激光技术*, 2017, 41(4): 596 – 601.
Chen Jufang, Chen Guoyan, Sun Lingyan, *et al.* Study on dilution rate and strengthening effect of laser cladding layer on H13 steel surface[J]. *Laser Technology*, 2017, 41(4): 596 – 601.
- [4] Zhou Jianzhong, Xu Jiale, Huang Shu, *et al.* Microstructure and mechanical properties of Cr12MoV by ultrasonic vibration-assisted laser surface melting[J]. *Materials Science and Technology*, 2017, 33(10): 1200 – 1207.
- [5] 张成, 卢庆华, 蔡遵武, 等. 高频微振辅助工艺对激光焊接接头组织性能的影响[J]. *焊接学报*, 2019, 40(2): 86 – 90.
Zhang Cheng, Lu Qinghua, Cai Zunwu, *et al.* Effect of high frequency micro-vibration assisted process on microstructure and properties of laser welded joint[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2019, 40(2): 86 – 90.
- [6] 王开明, 雷永平, 符寒光. 功率对激光熔覆 Ni 基 WC 涂层组织与硬度的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017(11): 3474 – 3478.
Wang Kaiming, Lei Yongping, Fu Hanguang. Effect of power on microstructure and hardness of Laser cladding Ni-based WC coating[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2017(11): 3474 – 3478.

[下转第 96 页]