

# 超声辅助对激光熔覆 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 陶瓷涂层力学性能的影响

李成, 王玉玲, 姜芙林, 安相龙, 张杰

(青岛理工大学, 山东 青岛 266520)

**摘 要:** **目的** 探究超声辅助对钛合金表面激光熔覆  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷涂层力学性能的影响。**方法** 使用 COMSOL Multiphysics 仿真软件, 探究熔覆工件中有无超声作用下流场的变化, 并将超声波直接引入熔池微区, 研究超声辅助对  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷涂层截面形貌、微观组织、元素分布、显微硬度和摩擦磨损性能的影响。**结果** 仿真结果表明, 无超声时熔池横截面涡流大小呈对称状, 流速较为缓慢, 超声辅助下熔池截面的声速大小瞬时变化, 熔池内流体的流速提高。实验结果表明, 超声辅助下, 熔覆层的截面形貌发生了一些变化, 但抑制了熔覆层裂纹的产生。熔覆层晶粒尺寸细化, 尤其是当激光功率为 1700 W 时, 晶粒尺寸最小且相对更加致密; 熔覆层内元素分布更加均匀, 且界面效应降低。熔覆层的力学性能提高, 激光功率为 1700 W 时, 熔覆层平均显微硬度值为 979.4HV<sub>0.2</sub>, 相同激光功率下, 超声辅助的熔覆层具有更大的平均显微硬度值。超声辅助下熔覆层的摩擦系数和波动幅值都较小, 激光功率为 1700 W 时的摩擦系数最小 (约为 0.329) 且波动较为平稳。**结论** 超声波直接引入熔池微区可以有效提高熔池的流动性, 同时细化了晶粒, 均匀化了元素分布, 提高了熔覆层的力学性能。

**关键词:** 超声辅助; 激光熔覆;  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷; 微观组织; 显微硬度; 力学性能

**中图分类号:** TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)11-0309-11

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.11.036

## Effect of Ultrasonic Assistance on Mechanical Properties of Laser Cladding $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ Ceramic Coating

LI Cheng, WANG Yu-ling, JIANG Fu-lin, AN Xiang-long, ZHANG Jie

(Qingdao University of Technology, Qingdao 266520, China)

**ABSTRACT:** The work aims to investigate the effect laws of ultrasonic assistance on mechanical properties of laser cladding

收稿日期: 2019-11-18; 修订日期: 2020-04-03

**Received:** 2019-11-18; **Revised:** 2020-04-03

**基金项目:** 山东省自然科学基金面上项目 (ZR2019MEE059); 山东省重点研发计划 (公益性科技攻关类) (2019GNC106102); 山东省自然科学基金-培养 (ZR2018PEE011); 山东省重点研发计划 (2018GSF117038)

**Fund:** General Program of Natural Science Foundation of Shandong Province (ZR2019MEE059); Key Research and Development Program of Shandong Province (2019GNC106102); Natural Science Foundation-developed of Shandong Province (ZR2018PEE011); Key Research and Development Program of Shandong Province (2018GSF117038)

**作者简介:** 李成 (1994—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为绿色设计制造。

**Biography:** LI Cheng (1994—), Male, Master, Research focus: green design and manufacturing.

**通讯作者:** 王玉玲 (1967—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为机械产品绿色设计与制造和激光加工及再制造。邮箱: wyl\_ld\_lyk@163.com

**Corresponding author:** WANG Yu-ling (1967—), Female, Doctor, Professor, Research focus: green design and manufacturing of mechanical products and laser processing and remanufacturing. E-mail: wyl\_ld\_lyk@163.com

**引文格式:** 李成, 王玉玲, 姜芙林, 等. 超声辅助对激光熔覆  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷涂层力学性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(11): 309-319.

LI Cheng, WANG Yu-ling, JIANG Fu-lin, et al. Effect of ultrasonic assistance on mechanical properties of laser cladding  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  ceramic coating[J]. Surface technology, 2020, 49(11): 309-319.

$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  ceramic coating. COMSOL Multiphysics was used to explore the change of flow field with the ultrasonic assistance. In this method, ultrasonic waves were directly applied on the micro-zone of molten pool. The effect of ultrasonic assistance on the cross-sectional morphology, microstructure, element distribution, microhardness and friction and wear properties were investigated through experiments. The simulation results showed that the size of the eddy current in the cross-section of the molten pool was symmetric and the velocity of flow was slow without the ultrasonic assistance. Under the assistance of ultrasound, the sound velocity of the cross section of the molten pool changed instantaneously and the velocity of fluid in the molten pool increased. Experimental results indicated that the cross section morphology of the cladding layer changed with the ultrasonic assistance, but the cracks in the cladding layer were inhibited. The grain size of cladding layer was refined with the ultrasonic assistance. When the laser power was 1700 W, the grain size was the smallest and relatively denser. The element distribution in the cladding layer was more uniform with the ultrasonic assistance, and the interface effect was reduced. The mechanical properties of the cladding layer were improved with the ultrasonic assistance. When the laser power was 1700 W, the average microhardness value of the cladding layer was 979.4HV<sub>0.2</sub>. Under the same laser power, the cladding layer had a larger average microhardness value with the ultrasonic assistance. The friction coefficient and fluctuation amplitude of cladding layer were small with the ultrasonic assistance. The friction coefficient was the smallest (about 0.329) when the laser power was 1700 W, and the fluctuation was relatively stable. Ultrasonic wave can be directly introduced into the micro-zone of the molten pool to improve the fluidity of the molten pool, refine the grain, homogenize the element distribution and improve the mechanical properties of the cladding layer.

**KEY WORDS:** ultrasonic assistance; laser cladding;  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  ceramic; microstructure; microhardness; mechanical properties

激光熔覆技术从 19 世纪 70 年代由 Gnanamuthu 开始研究,并于 1976 年首次申请了激光熔覆专利<sup>[1-2]</sup>。激光熔覆具有操作简便、孔隙率低、热影响区小、变形小、组合好等优点,引起研究人员的广泛研究<sup>[3-4]</sup>。在激光熔覆过程中,对流是影响熔覆层元素分布的主要原因,熔液在 Marangoni 对流的作用下从基体流动到熔覆层中,导致不同的元素分布<sup>[5]</sup>。由于激光熔覆过程中的快速冷凝和固定的对流方向,对流通常倾向于导致熔覆层内元素不均匀分布,从而降低甚至损害熔覆层的性能。超声振动作为外部物理场处理技术被应用于传统的铸造领域,然后逐步发展到熔化和凝固领域,如焊接和激光熔覆工艺<sup>[6]</sup>。有研究<sup>[7]</sup>表明,在激光熔覆过程中,超声振动产生的声流作用、空化作用以及机械效应,使各种成分在熔池内得到充分的搅拌、扩散与混合,因此将激光熔覆与超声振动集成是非常有意义的。一些研究人员<sup>[8-11]</sup>通过超声振动平台

来改善涂层的机械性能,Meiyan Li 等人<sup>[9]</sup>通过超声振动改善了中碳钢的力学性能和微观结构;Zhengjie Fan 等人<sup>[10]</sup>研究了超声振动功率输出对激光重熔 TBC 的影响,结果表明,激光重熔 TBC 的组织和腐蚀类型受超声振动功率输出(UVPO)的影响很大;Ehsan Foroozmehr 等人<sup>[11]</sup>研究了振动频率对 LPD 堆积特性的影响,实验结果表明,振动能对降低孔隙率具有显著作用。但是使用超声振动平台也存在一定的局限性,工件的尺寸大小受工作台的影响,使用超声振动平台不能完成大工件的激光熔覆,同时,目前尚未发现激光熔覆过程中直接施加超声辅助的仿真模拟的报道。针对传统激光熔覆涂层内元素分布不均匀的问题,使用了一种新颖的激光熔覆辅助方法,将超声波直接引入熔池微区,熔化和凝固过程中超声辅助的作用和影响如图 1 所示。本文仿真模拟了超声波对激光熔覆过程中流场的影响,同时实验验证直接施加

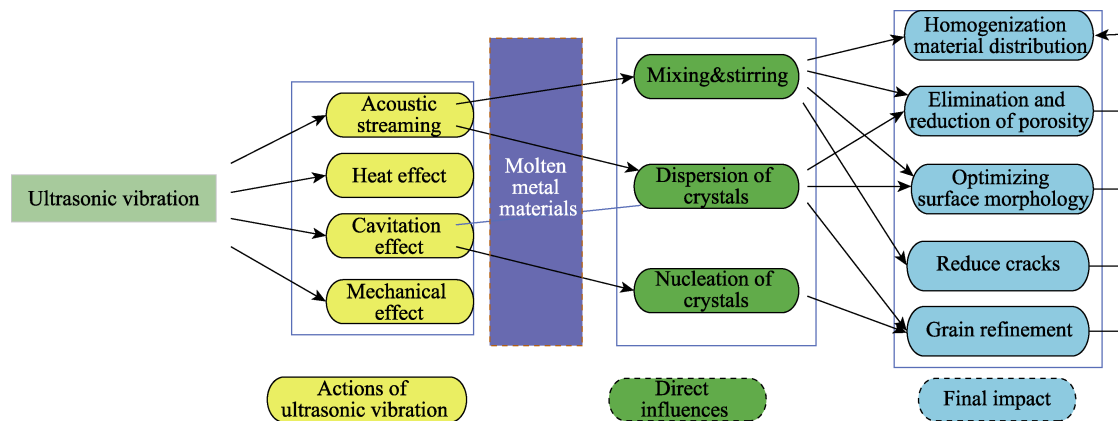


图 1 熔化凝固过程中超声辅助的作用及影响

Fig.1 Role and influence of ultrasonic assistance during melting and solidification

超声辅助对熔覆层内元素分布和力学性能的影响,明确了钛合金表面超声辅助激光熔覆陶瓷涂层相关机理,揭示超声辅助对  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷涂层激光熔覆质量的影响规律,为制备  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷涂层,提高钛合金部件高温环境下的机械、物理性能及其工作可靠性奠定基础。

# 1 实验

## 1.1 实验材料

实验选用钛合金 (Ti-6Al-4V) 作为熔覆基体,材料尺寸为  $70\text{ mm}\times15\text{ mm}\times6\text{ mm}$ , 然后分别用 150#、400#和 800#的砂纸打磨基体表面以确保适当的粗糙度,再用超声波清洗机清洗 30 min, 去除基体表面的碎屑和油污, 获得表面粗糙度较为均匀的待熔覆表面。实验选用  $\text{Al}_2\text{O}_3$  陶瓷粉末和  $\text{ZrO}_2$  (8% $\text{Y}_2\text{O}_3$ ) 陶

瓷粉末作为熔覆材料,根据  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  体系的平衡相图<sup>[12]</sup>,选择  $\text{Al}_2\text{O}_3$  粉末和  $\text{ZrO}_2$  粉末的质量比为 60:40,熔覆材料尺寸分别为  $40\sim106\text{ }\mu\text{m}$  ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) 和  $1\sim5\text{ }\mu\text{m}$  ( $\text{ZrO}_2$ ), 不同的粒度范围可确保  $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{ZrO}_2$  粉末之间相互混合, 并且可以避免粉末分离<sup>[13]</sup>。

## 1.2 实验仪器与参数

实验选用德国 ROFIN 生产的 FL 020 型激光器,功率为 200~2000 W, 搭配德国 KUKA 公司生产的 KR30-3 型 6 轴机器人, 超声设备为 ZJS-2000J (L) 型分档调节超声波发生器, 频率为 20 kHz, 振幅为  $60\sim70\text{ }\mu\text{m}$ 。实验具体参数如表 1 所示, 分别将无超声时激光功率为 1300、1400、1500、1600、1700、1800、1900 W 的涂层命名为 S1、S2、S3、S4、S5、S6、S7, 将超声辅助激光功率分别为 1300、1400、1500、1600、1700、1800、1900 W 的涂层分别命名为 U1、U2、U3、U4、U5、U6、U7。

表 1 实验参数  
Tab.1 Experimental parameters

No.	Laser power/W	Laser beam diameter/mm	Scanning speed/(mm·s <sup>-1</sup> )	Pre-placed layer thicknesses/mm	Ultrasonic power/W	Ultrasonic Angle/(°)	Ultrasonic distance/cm
S1	1300	4	4	1			
S2	1400	4	4	1			
S3	1500	4	4	1			
S4	1600	4	4	1			
S5	1700	4	4	1			
S6	1800	4	4	1			
S7	1900	4	4	1			
U1	1300	4	4	1	150	60	20
U2	1400	4	4	1	150	60	20
U3	1500	4	4	1	150	60	20
U4	1600	4	4	1	150	60	20
U5	1700	4	4	1	150	60	20
U6	1800	4	4	1	150	60	20
U7	1900	4	4	1	150	60	20

## 1.3 组织与性能表征

实验使用 COMSOL Multiphysics 软件,仿真模拟有无超声辅助下熔液流动的变化。采用体式光学显微镜对熔覆层横截面组织结构进行观察。使用氢氟酸、硝酸和水的混合溶液腐蚀试样并制成金相试样,观察熔覆层的微观组织。实验使用能谱仪 (EDS) 分析界面区域中的基本元素分布。采用 FM-700 显微硬度测试仪对熔覆层横截面的硬度进行测量。采用 MFT-EC4000 型摩擦磨损试验设备对熔覆层的磨损性能进行测试。

# 2 仿真分析

## 2.1 无超声流场仿真分析

为研究激光熔覆过程中流场的变化,选取熔池流

动模型的中间截面作为参考截面, 每 0.1 s 为一个时间节点, 激光作用 1 s 内不同时间点的涡流大小情况如图 2 所示, 可以看出, 熔池截面涡流大小呈对称状, 当激光束的边缘刚作用于截面时, 整个截面在中心处涡流较大, 但这并不意味着熔池截面的流速只有一个方向, 如图 3 所示, 当时间为 0.3 s 时, 熔池截面的流速方向为对称的环状方向。随着时间的推移, 涡流大小增加, 当激光中点作用于截面处时, 涡流大小在截面处对称分布。在熔池中, 热量主要通过对流和传导的组合传输, 对流和传导在整体热传输中的相对重要性主要由 Peclet 数  $Pe$  的值来评估。当  $Pe$  小于 1 时, 熔池中的热传递主要通过传导发生; 当  $Pe$  远高于 1 时, 传热的主要机制是对流, 对流的主要驱动力是熔池表面的 Marangoni 力, 由于熔池表面张力的温度系数是负的, 因此 Marangoni 力应该从熔池表面中心指向周边, 从而导致熔池表面上产生向外的流动。

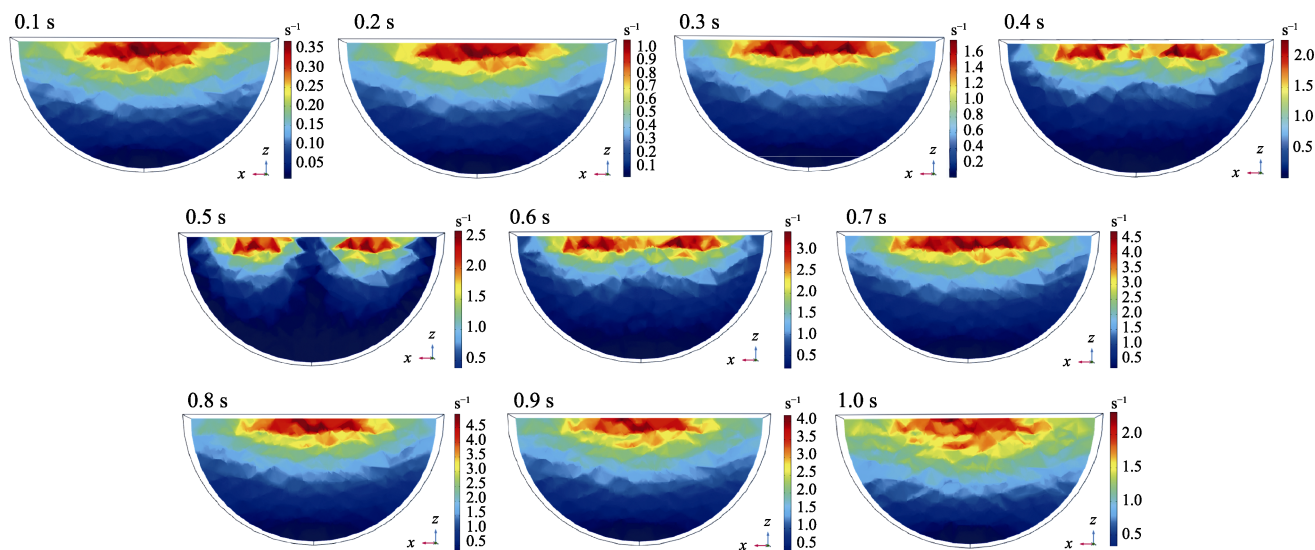


图2 不同时间点的涡流大小  
Fig.2 Eddy current size at different time points

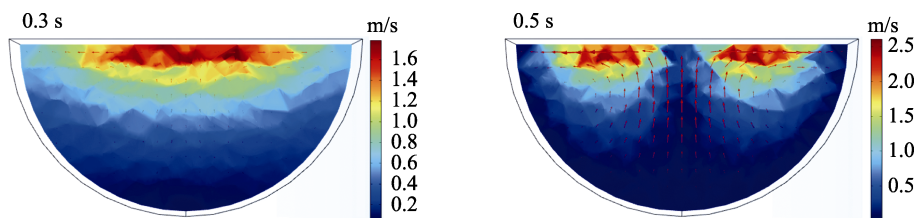


图3 不同时间的截面流速  
Fig.3 Cross-section flow rate at different time

## 2.2 超声辅助流场仿真分析

超声辅助下的熔池横截面的声速大小分布如图4所示,可以看出,由于超声波在熔池中的传递以及熔

池壁的反射,整个熔池声速大小瞬时变化。超声辅助促进了熔池内熔液的流动性,以  $3 \times 10^{-6}$  s 为例,如图5所示,熔池截面的流速提高。本次仿真直接将超声波作用于熔池表面,忽略了实验所选的超声波入射距

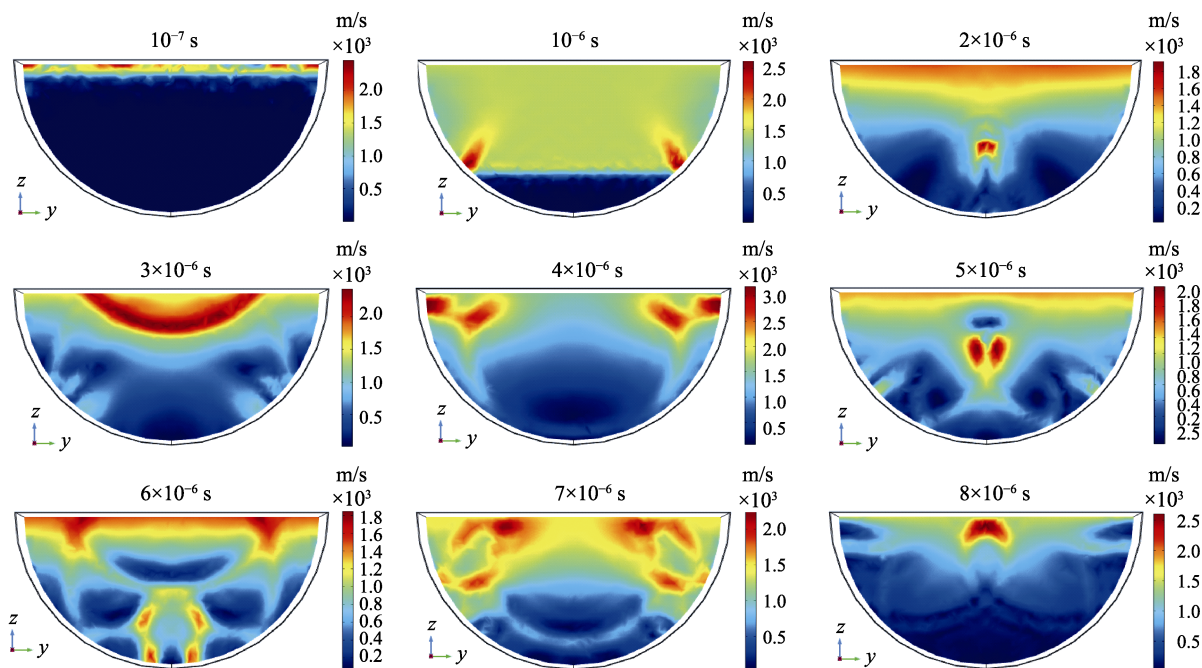


图4 熔池截面声速大小  
Fig.4 Sound velocity of the molten pool section



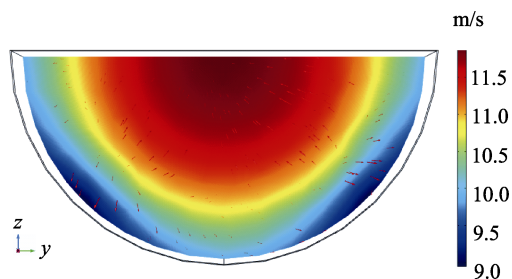


图 5 熔池截面流速大小

Fig.5 Flow path velocity of the molten pool

离,从而忽略了超声波在空气中的衰减。超声波在介质中传播时会产生空化效应、声流效应和热效应等非线性效应。超声空化效应会产生“空化微流”现象<sup>[14]</sup>,会在熔池内部产生微尺度的湍流,从而增强熔池局部的流动性。超声波的声流效应可以让颗粒在熔体中进行长距离传输,在含有颗粒的流体介质中产生的声流诱导的螺旋涡旋,有助于颗粒的剧烈混合和均匀化,由声流引起的均匀化效应可以影响固化复合物中颗粒的微观和宏观分布。有研究<sup>[15]</sup>表明,声流产生的涡流比熔体中的热对流快 5~10 倍,这有助于增强整个熔体中的热传递和溶质的强烈加速。超声辅助使熔池内流体的流动性提高,较强的流动性可以使熔融基体和熔融陶瓷粉末更好地混合,这有利于在一定程度上减少自然对流下的宏观偏析。同时超声波在熔池中的

传递以及熔池壁的反射作用扰乱了熔池流速方向,使熔池内的元素分布更加均匀,从而减轻激光熔覆过程中对流引起的元素分布不均匀,降低了界面效应,提高了熔覆层的结合强度以及显微硬度和耐磨性等力学性能。

### 3 结果及分析

#### 3.1 超声辅助对熔覆层截面形貌的影响

图 6 为激光熔覆  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷熔覆层示意图,为了更好地研究超声辅助对熔覆层形貌的影响,将熔覆层横截面划分为三个区域:陶瓷熔覆区 (CZ)、基体熔化区 (FZ) 和热影响区 (HAZ)。图 7 为有无超

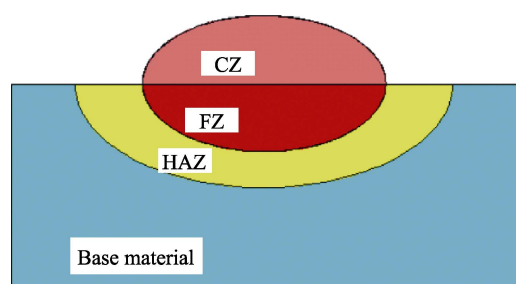
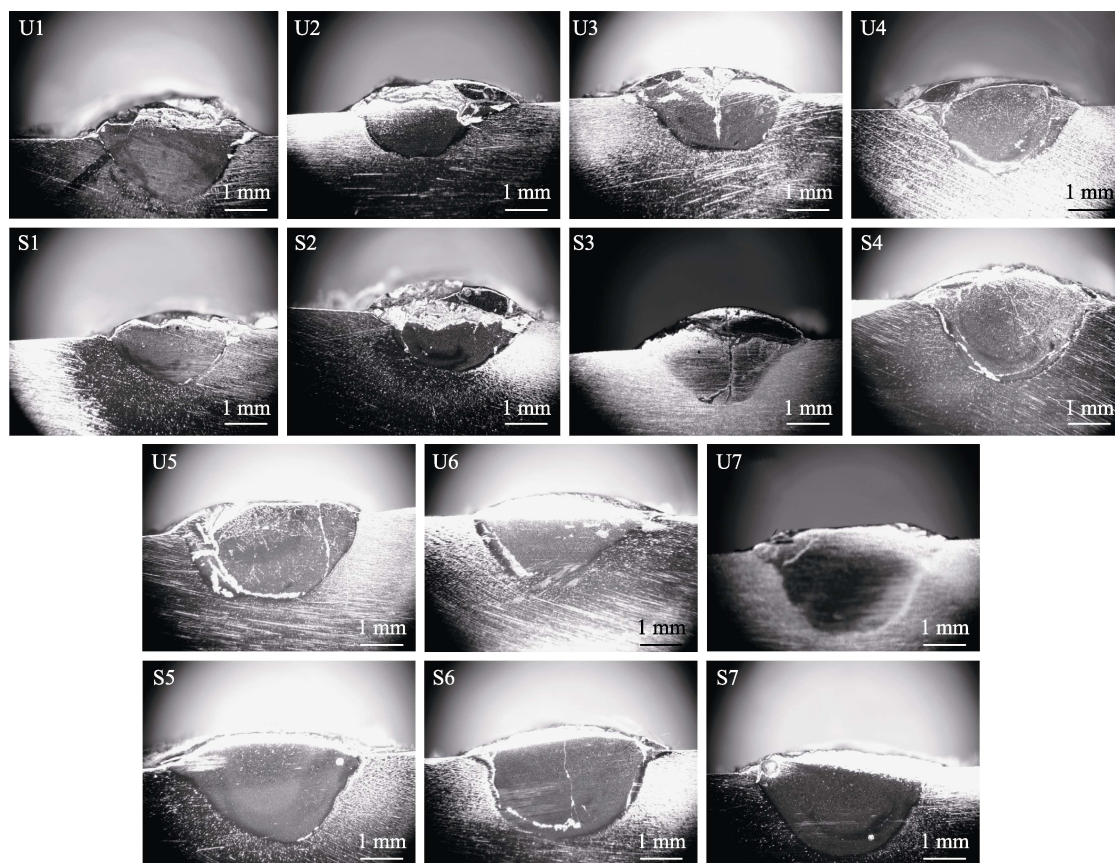
图 6 不同激光功率的  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  熔覆层示意图Fig.6 Sketch of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  coatings with different laser power

图 7 熔覆层横截面的 SEM 图像

Fig.7 SEM images of cross-sections of the coatings



声辅助熔覆层的横截面形貌,可以看出,当激光功率较小时,熔覆层横截面有裂纹产生。裂纹产生的主要原因与熔覆层到基体材料之间的高温梯度有关,较高的冷却速率会产生较高的应变失配,从而产生较高的残余应力,导致裂纹产生。激光功率较低时,熔覆层的裂纹相对较多,裂纹在底部开始并沿着垂直于扫描速度方向传播,CZ区和FZ区之间的界面处的裂纹萌生主要与 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 陶瓷和钛合金基体之间的热导率不匹配有关,脆性材料 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ 陶瓷具有低导热性,钛合金基体的导热系数较高。纵向裂纹的产生主要与水平方向的拉应力有关,当激光功率较低时,水平方向的拉应力较大,裂纹扩展程度较大。熔覆层微观组织的均匀性是影响开裂的另一个关键因素,当激光功率较小时,CZ区和FZ区的元素分布存在差异,不同材料的熔点和杨氏模量会产生不同的应力,从而导致裂纹的产生。

加入超声辅助后,熔覆层的截面形貌发生了一些变化。这是因为在激光熔覆过程中,超声波的“空化微流”和声流效应促进了熔池内部流体的流动性,由仿真结果可知,超声辅助增强了熔池内流体的流速同时使流动方向无序,从而导致熔覆层冷却后截面形貌存在差异。图8为有无超声辅助熔覆层宽度、深度和FZ深度的变化曲线图,可以看出,激光功率较低时,超声辅助的熔覆层宽度更大,这是由于在超声辅助下,熔池中流体的流动性得到了增强,熔池表面更多

的液体在熔覆过程中从中间流向两侧。随着激光功率的增加,有无超声辅助的熔覆层宽度基本相同,这主要由于实验所选用的4 mm激光光斑直径限制了熔覆层的宽度增长,并且激光能量增加到一定的程度时,使熔融状态的陶瓷材料达到极高的温度,陶瓷热导率在高温下随温度的升高迅速下降<sup>[16]</sup>,陶瓷热导率降低阻碍了熔池向固/液结合处附近能量的传递,熔池宽度和深度趋于恒定。

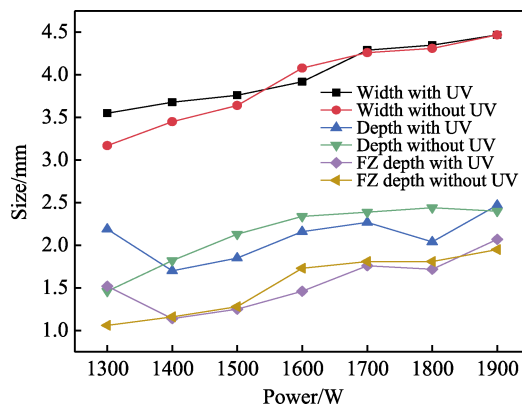
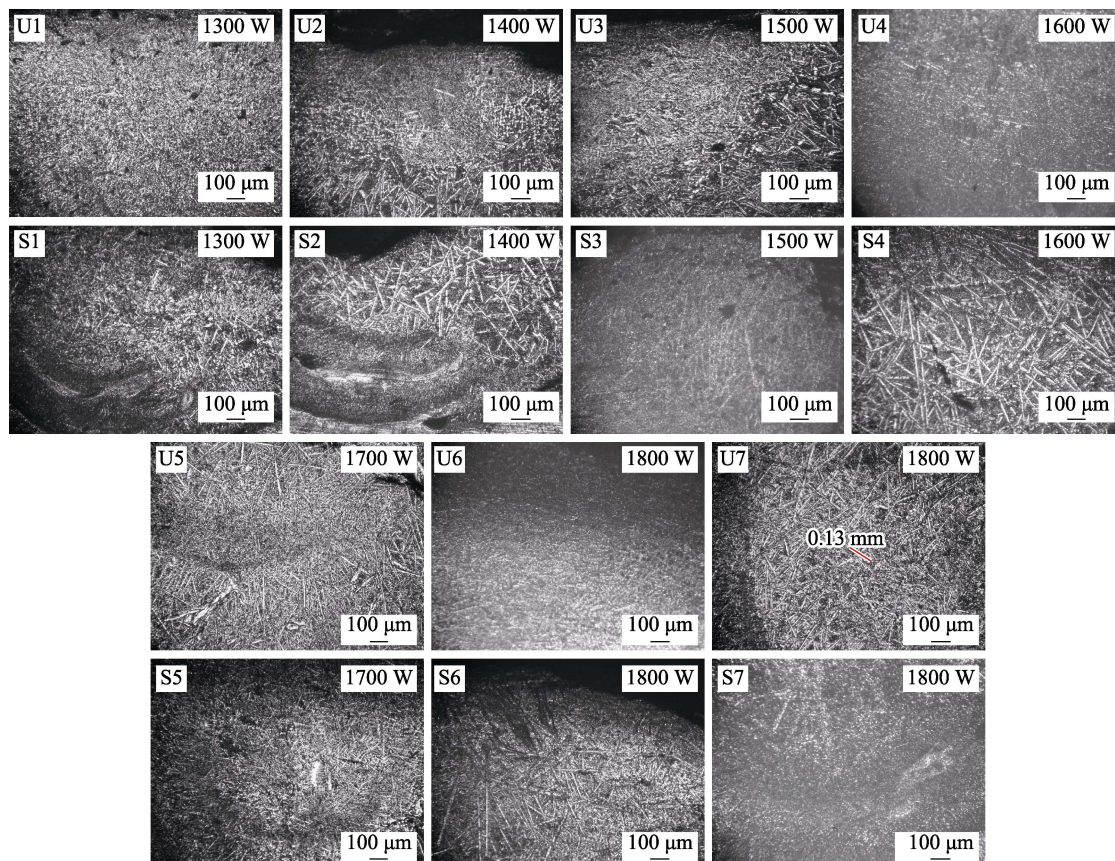


图8 熔覆层的宽度和深度

Fig.8 Width and depth of the cladding coating

### 3.2 超声辅助对熔覆层微观组织的影响

图9为有无超声辅助熔覆层的微观组织,可以看

图9  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  陶瓷的微观组织Fig.9 Microstructure of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  ceramic

出,当激光功率较小时,熔覆层的晶粒组织主要由粗大的树枝晶组成。在激光熔覆凝固过程中,熔池表面通过热对流和热辐射方式将能量传递到空气中,在熔池内部,能量主要通过热传导方式散失,导致晶粒在与温度梯度方向相反的方向优先生长,即枝晶优先沿着熔覆层厚度方向生长。加入超声辅助后,熔覆层的微观组织发生了一些改变,熔覆层具有更细的微观组织,尤其是当激光功率为 1700 W 时,晶粒组织尺寸最细且相对更为致密。这是因为超声波引起的空化效应,气泡在高温和高压下坍塌,释放的压力将沿着表面结晶生长的枝晶打碎,形成大量的结晶核,在熔覆层中形成非均匀成核的基底,并形成均匀的微观组织<sup>[17]</sup>。另外,在空化气泡膨胀期间,会吸收周围液体的热量,导致熔池内局部区域过冷,这有利于提高成核速率,从而导致微观组织细化<sup>[18]</sup>。

### 3.3 超声辅助对熔覆层元素分布的影响

通过能量色散 X 射线光谱仪 (EDS) 在图 10 中箭头所示的扫描方向上分析界面区域中的基本元素分布,图 10 是激光功率为 1600 W 时熔覆层的 BSE 图像以及熔覆层中四种主要元素 Ti、Al、Zr 和 O 的相对含量示意图。可以看出,熔覆层内含有 Ti、Al、Zr 和 O 元素,其中 Ti 元素含量最多,Al、Zr 元素较少,O 元素的含量最低。此外,在结合区存在 Al 元素和 Zr 元素,在陶瓷熔覆区检测到 Ti 元素,并且 Ti 元素含量从熔覆层顶端到基体逐渐增加。同时,由文献可知,Ti 元素的扩散系数大于 Al 元素的扩散系数<sup>[19]</sup>。因此,可以得出,在激光熔覆过程中,Ti 元素在 Marangoni 对流的作用下从基体扩散到熔覆层中。

图 11 为有无超声辅助下熔覆层的元素分布,可

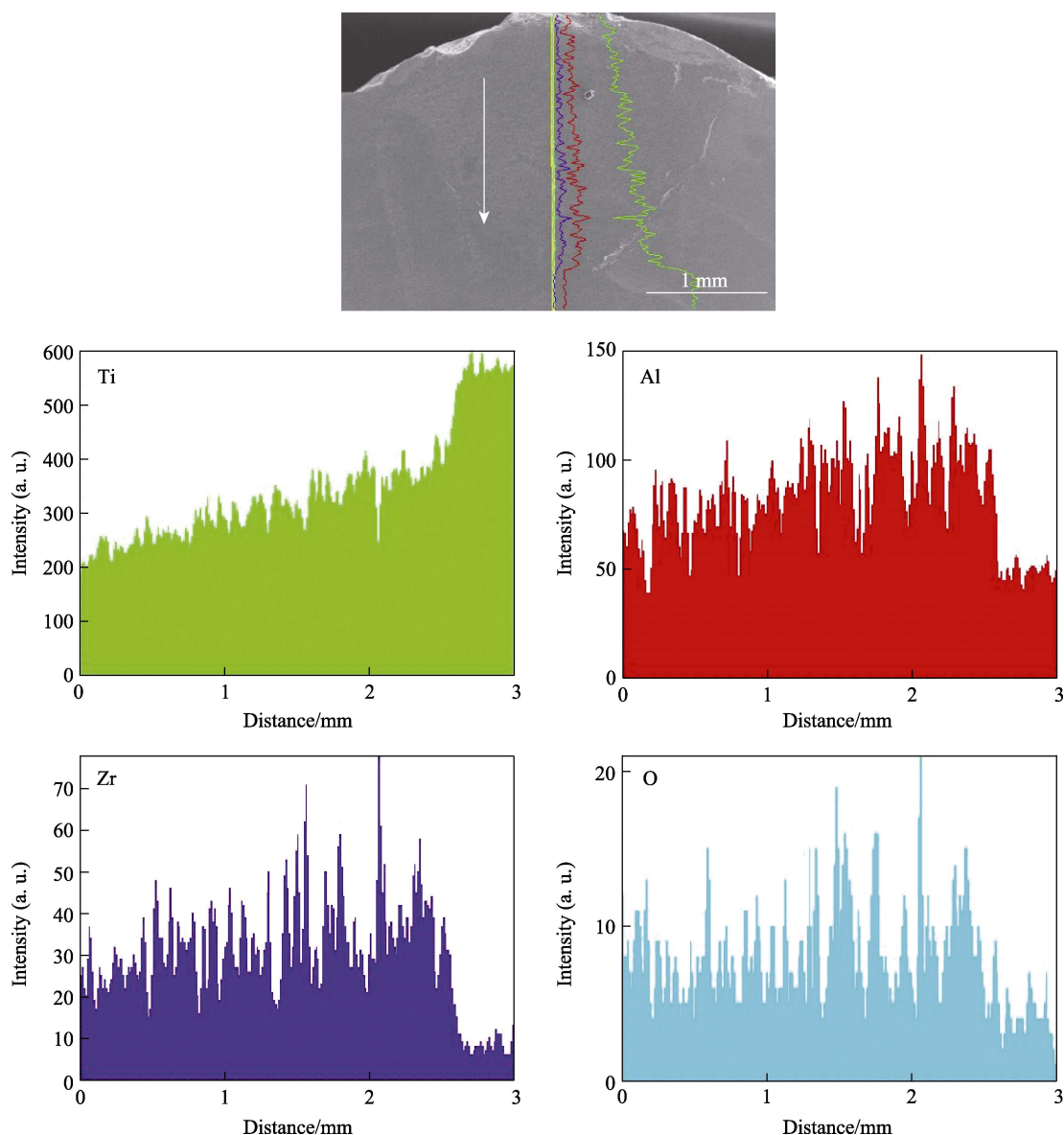


图 10 熔覆层 BSE 图像及元素相对含量  
Fig.10 BSE image and element content of cladding coating



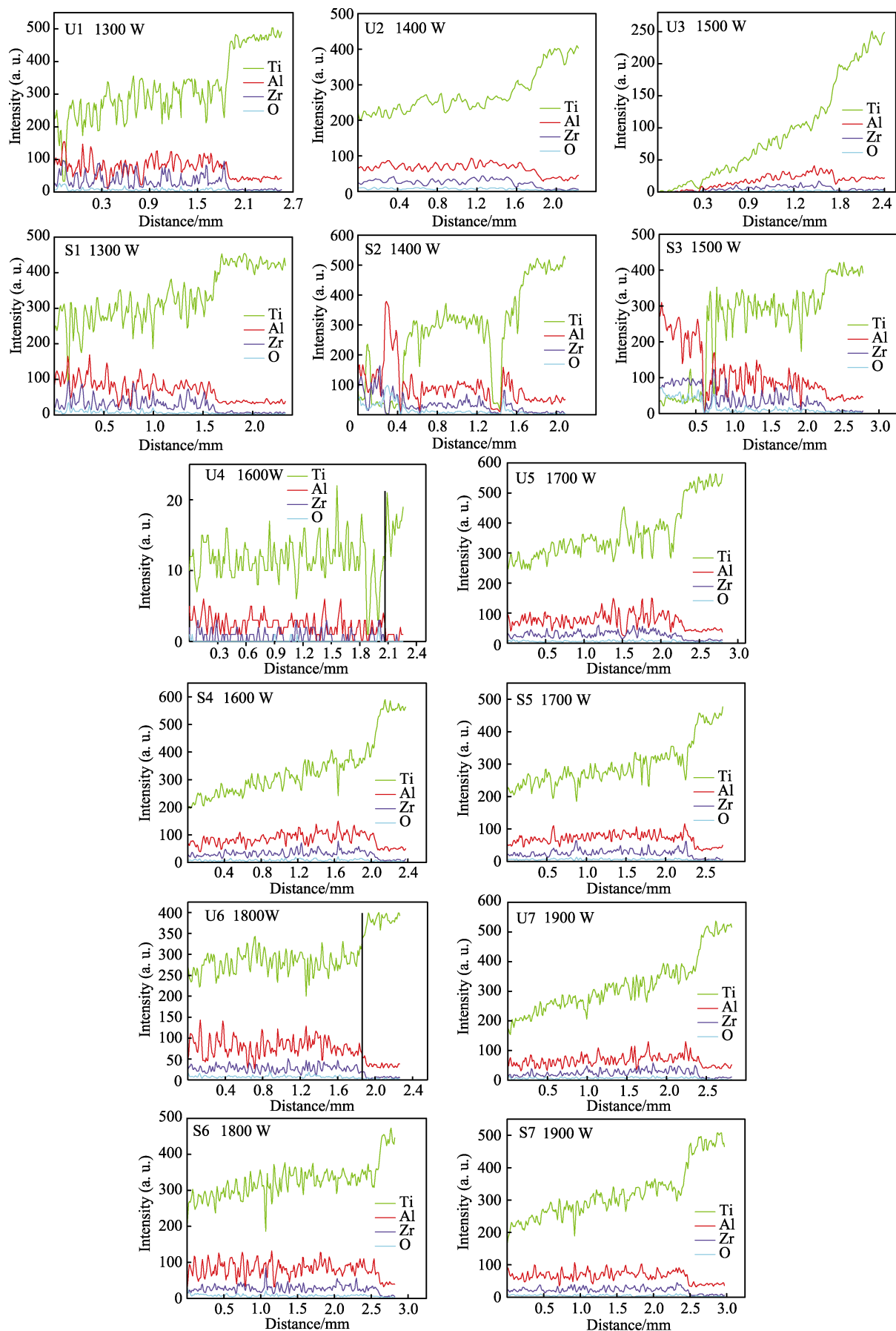


图 11 熔覆层元素分布

Fig.11 Distribution of cladding coating elements

以看出, 无超声辅助时, 激光功率较低的熔覆层中, 陶瓷熔覆区中的 Ti 元素含量相对较低, 这主要是因为熔覆层吸收的能量较少, 凝固时间较短, Marangoni 对流流动缓慢, 导致元素扩散缓慢。随着激光功率的增加, 熔池吸收的能量增加, 熔池内的流动性增强, 元素扩散速率增加, 且熔融的基体材料更多, 从而使得 Ti 元素含量大于 Al 元素和 Zr 元素。激光熔覆过程中, 熔液在 Marangoni 对流的作用下从基板流动到陶瓷熔覆层中, 导致不同的元素分布<sup>[5]</sup>, 由于激光熔覆过程中的快速冷凝和固定的对流方向, 对流通常倾向于导致熔覆层内元素不均匀分布, 从而降低甚至损害熔覆层的性能。加入超声辅助后, 由图 11 可知, 当激光功率较低时, Ti 元素的相对含量虽然高于 Al 元素和 Zr 元素, 但是幅值相对较低, 这是因为虽然超声波的声流效应促进了熔池的流动, 但是未增加熔池的凝固时间, 熔覆层吸收的能量较少, 凝固速度较快, 导致元素扩散时间短, 陶瓷熔覆区的 Ti 元素含量相对较低。当激光功率增加时, 与无超声辅助时相比, 整个熔覆层中 Ti 元素的相对含量都要高于 Al 元素和 Zr 元素, 主要原因是在超声波“空化微流”和声流效应共同作用下, 熔池的流动性得到增强, 使得更多的 Ti 元素从基体扩散到熔覆层。由仿真结果可知, 在超声辅助下, 由超声振动引起的空化、声流效应等非线性效应可以增强熔池内流体的流动性, 较强的流动性可以使熔融基体和熔融陶瓷粉末更好地混合, 使熔池内的元素分布更加均匀, 这有利于在一定程度上减少自然对流下的宏观偏析, 降低界面效应。元素分布形式决定了熔覆层的机械性能<sup>[20]</sup>, 包括耐腐蚀性、腐蚀速率等, 显微硬度和摩擦系数的变化规律也主要依赖于特定的元素分布形式。因此, 超声辅助可以很好地控制熔覆层的力学性能变化规律。

### 3.4 超声辅助对熔覆层显微硬度的影响

图 12 为有无超声辅助下熔覆层的显微硬度分布, 可以看出, 基体的显微硬度较低, 约为  $350\text{HV}_{0.2}$ , 从基体的结合处开始, 显微硬度发生突变, 其值约为  $900\sim 1000\text{HV}_{0.2}$ , 大约为基体的 2~3 倍。这主要是因为, 在激光熔覆过程中, Marangoni 对流使熔覆粉末中的一些增强元素 (Zr、Al 等元素) 与熔化的基体材料混合并流动到基体结合区, 在图 11 中, 熔池底部也发现了 Zr、Al 元素的存在, 增强元素的分散强化提高了熔覆层的显微硬度; 同时由于熔覆层底部晶粒细化和固溶强化的共同作用, 显微硬度发生了很大的提升。此外, 可以看出整个熔覆层的显微硬度上下波动, 其主要有两个原因: 一是从宏观角度分析, 熔覆层的微观组织相对均匀, 但熔覆层的不同微区中晶粒尺寸仍有一些差异; 二是显微硬度也与微区内元素含量变化有关, 熔覆层内的元素含量分布在很大程度上决定了熔覆层的机械性能, 具有较高硬增强元素的微

区的显微硬度相对较高, 微区中存在较多的基体元素的显微硬度较低。

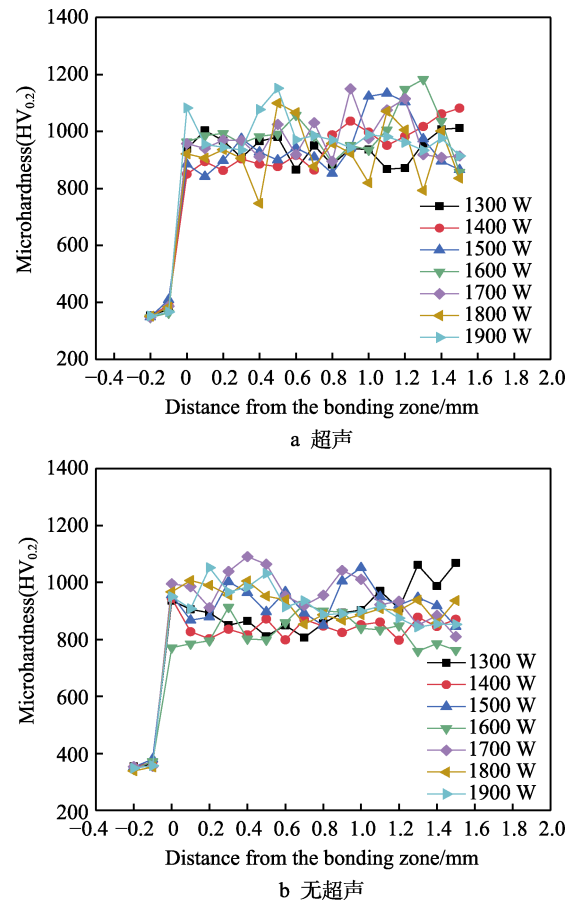


图 12 熔覆层的显微硬度分布

Fig.12 Microhardness distribution of cladding coating: (a) with ultrasound; (b) without ultrasound

激光功率为 1300、1400、1500、1600、1700、1800、1900 W 的熔覆层的平均显微硬度值, 在无超声辅助的条件下分别为 910.3、846.1、931.8、829.5、960.2、928.1、922.3 $\text{HV}_{0.2}$ , 在超声辅助条件下分别为 940.9、947.9、947.8、994.7、979.4、929.1、985.3 $\text{HV}_{0.2}$ , 如图 13 所示。与无超声辅助相比, 相同激光功率下, 超声辅助的平均显微硬度值更大, 主要有三个原因: 第一, 超声波空化微流和声流效应共同作用下, 熔池的流动性得到增强, 同时超声波直接作用于熔池表面, 扰乱了熔池内流体的流动方向, 从而促使 Ti 元素和增强元素更加迅速且均匀地扩散到整个熔覆层, 增强元素的分散强化和固溶强化提高了熔覆层整体的平均显微硬度; 第二, 因为超声波的空化效应作用下, 熔覆层的晶粒细化且密集, 熔覆层的平均显微硬度提高; 第三, 超声的空化效应和声流效应降低了熔覆层内的气孔率, 显微硬度随之增强。

### 3.5 超声辅助对熔覆层摩擦磨损性能的影响

图 14 为超声辅助下熔覆层在给定法向载荷下随滑动时间点变化的摩擦系数曲线, 可以看出, 超声辅



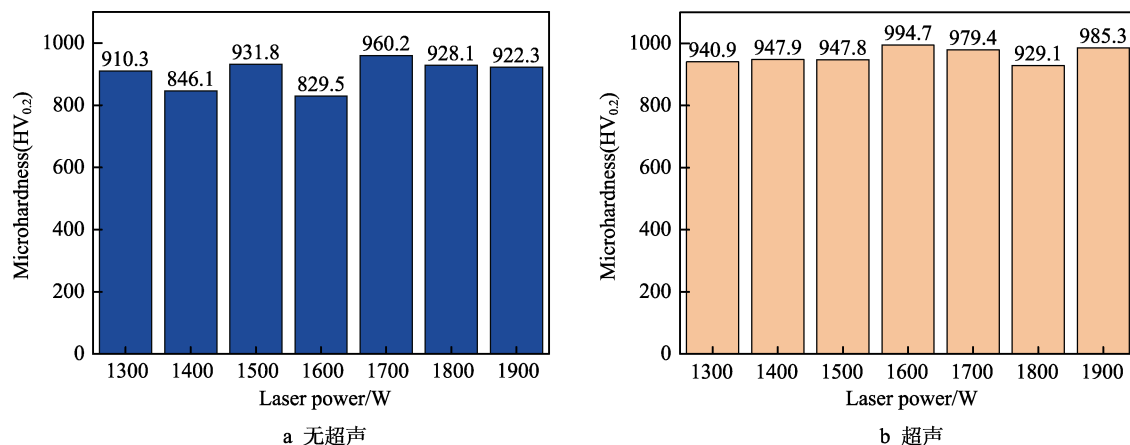


图 13 熔覆层的平均显微硬度分布

Fig.13 Average microhardness distribution of the cladding coating: (a) without ultrasound; (b) with ultrasound

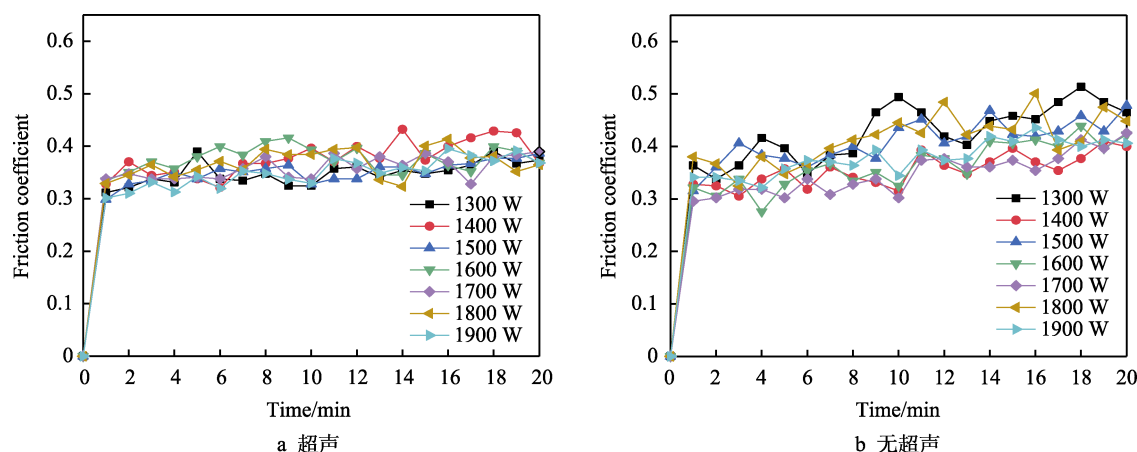


图 14 熔覆层的摩擦系数分布

Fig.14 Distribution of friction coefficient of the cladding coating: (a) with ultrasound; (b) without ultrasound

助下的摩擦系数和波动幅值都较小。这主要有以下三点原因:第一,超声辅助增强了熔池内流体的流动性,同时超声波直接作用于熔池表面,扰乱了熔池内流体的流动方向,促进了元素的扩散,尤其是增强元素更加均匀地分布在熔覆层内,从而降低了摩擦系数并减少摩擦系数的波动;第二,超声波的空化效应打碎了粗大的树枝晶,形成晶粒尺寸较小的枝晶,且晶粒较为密集;第三,超声辅助抑制了熔覆层裂纹和孔隙的产生,从而降低了摩擦系数。

激光功率为 1300、1400、1500、1600、1700、1800、1900 W 的熔覆层的平均摩擦系数,在无超声辅助的条件下分别为 0.42、0.352、0.406、0.359、0.337、0.412、0.337,在超声辅助的条件下分别为 0.351、0.377、0.352、0.353、0.329、0.386、0.375,如图 15 所示,可以看出,超声辅助下不同激光功率的摩擦系数相近且波动幅值较小。图 14 中摩擦系数最小且波动较为平稳的是激光功率为 1700 W 时的摩擦系数曲线,同样,在图 15 中,平均摩擦系数最小。这主要是因为超声波空化微流和声流效应共同作用下,熔池的流动性得到增强,同时超声波直接作用于熔池表

面,扰乱了熔池内流体的流动方向,从而促使熔覆层内元素分布更加均匀;其次,超声辅助下熔覆层没有裂纹和孔隙存在;另外,晶粒组织在超声空化效应下由粗大的树枝晶转变为细小的枝晶,晶粒组织细化且相对致密。几方面的原因使得激光功率为 1700 W 时的熔覆层平均摩擦系数最小且波动较为平稳。

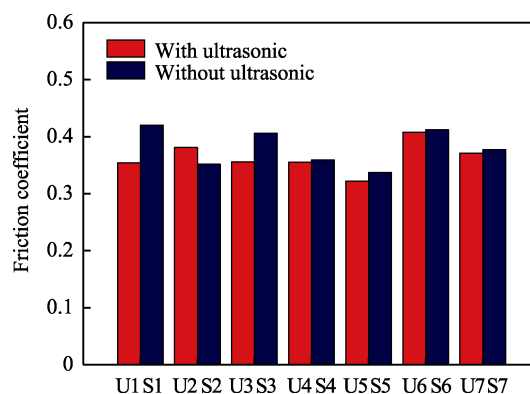


图 15 熔覆层的平均摩擦系数分布

Fig.15 Distribution of average friction coefficient of the cladding coating

## 4 结论

1) 仿真结果表明, 超声波直接作用于熔池表面时, 熔池内流体的流动性增强, 同时超声波在熔池中的传递以及熔池壁的反射作用扰乱了熔池流动方向。

2) 超声辅助使熔覆层截面形貌发生一些变化, 同时抑制了熔覆层内裂纹的产生。在超声波的空化效应和声流效应共同作用下, 熔覆层晶粒尺寸细化, 尤其是当激光功率为 1700 W 时, 晶粒尺寸最小且相对更加致密。

3) 超声波的“空化微流”和声流效应增强了熔池内流体的流动性, 同时超声波扰乱了熔池内流体的流动方向, 从而促使熔覆层内元素分布更加均匀, 且界面效应降低。

4) 超声辅助下熔覆层的力学性能提高, 激光功率为 1700 W 时, 熔覆层的平均显微硬度值为  $979.4\text{HV}_{0.2}$ , 相同激光功率下, 超声辅助的熔覆层具有更大的平均显微硬度值, 熔覆层的摩擦系数和波动幅值都较小, 激光功率为 1700 W 时, 摩擦系数最小 (约为 0.329) 且波动较为平稳。

### 参考文献:

- [1] GNANAMUTHU D S. Cladding: US, 3942180[P]. 1976-04-20.
- [2] GNANAMUTHU D S. Laser surface treatment[J]. Opt eng, 1980, 19: 783-792.
- [3] ZHOU S, ZENG X. Growth characteristics and mechanism of carbides precipitated in WC-Fe composite coatings by laser induction hybrid rapid cladding[J]. Alloy compd, 2010, 505(2): 691.
- [4] DUTTA M J, GALUN R, MORDIKE B L, et al. Effect of laser surface melting on corrosion and wear resistance of a commercial magnesium alloy[J]. Mater sci eng A, 2003, 361(1-2): 119-129.
- [5] WU D, CHEN Y, LU W, et al. Dilution characters of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-13wt\%TiO}_2$  coating by direct laser cladding on titanium alloy[J]. Rare metal materials and engineering, 2012, 41(12): 2105-2108.
- [6] LIU X, OSAWA Y, TAKAMORI S, et al. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy produced with ultrasonic vibration[J]. Materials science and engineering: A, 2008, 487(1-2): 120-123.
- [7] QIN L Y, WANG W, YANG G. Experimental study on laser metal deposition of FGMs with ultrasonic vibration[J]. Applied mechanics and materials, 2012, 271-272: 131-135.
- [8] JIANG F, LI C, WANG Y, et al. Effect of applied angle on the microstructure evolution and mechanical properties of laser clad 3540 Fe/CeO<sub>2</sub> coating assisted by in-situ ultrasonic vibration[J]. Materials research express, 2019, 6(8): 2954.
- [9] LI M, HAN B, WANG Y, et al. Investigation on laser cladding high-hardness nano-ceramic coating assisted by ultrasonic vibration processing[J]. Optik—International journal for light and electron optics, 2016, 304: 262.
- [10] FAN Z, WANG K, DONG X, et al. Evaluation of microstructural evolution and corrosion types in ultrasonic assisted laser re-melted thermal barrier coatings under exposure to molten salts[J]. Materials letters, 2017, 188: 145-148.
- [11] FOROOZMEHR E, LIN D, KOVACEVIC R. Application of vibration in the laser powder deposition process[J]. Journal of manufacturing processes, 2009, 11(1): 38-44.
- [12] CHRASKA T, NEUFUSS K, DUBSKY J, et al. Fabrication of bulk nanocrystalline alumina-zirconia materials[J]. Ceramics international, 2008, 34(5): 1229-1236.
- [13] LIU Y, ZHOU J, SHEN T. Effect of nano-metal particles on the fracture toughness of metal-ceramic composite[J]. Materials & design, 2013, 45: 67-71.
- [14] KENTISH S, ASHOKKUMAR M. The physical and chemical effects of ultrasound[M]. New York: Springer, 2011.
- [15] GAO Q, WU S, LV S L, et al. Improvement of particles distribution of in-situ 5vol% TiB<sub>2</sub> particulates reinforced Al-4.5Cu alloy matrix composites with ultrasonic vibration treatment[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 692: 1-9.
- [16] 刘泽宇, 魏昕, 谢小柱, 等. 激光加工表面微结构对陶瓷刀具摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2015, 44(10): 33-39.
- [17] LIU Ze-yu, WEI Xin, XIE Xiao-zhu, et al. Influence of surface micro texture with laser processing on the friction and wear performance of ceramic cutter[J]. Surface technology, 2015, 44(10): 33-39.
- [18] OH Y K, PARK S H, CHO Y I. A study of the effect of ultrasonic vibrations on phase-change heat transfer[J]. International journal of heat & mass transfer, 2002, 45(23): 4631-4641.
- [19] LIU H, XU Q, WANG C, et al. Corrosion and wear behavior of Ni60CuMoW coatings fabricated by combination of laser cladding and mechanical vibration processing[J]. Journal of alloys and compounds, 2015, 621: 357-363.
- [20] ZHENG H, LI B, TAN Y, et al. Derivative effect of laser cladding on interface stability of YSZ@Ni coating on GH4169 alloy: An experimental and theoretical study[J]. Applied surface science, 2018, 427: 1105-1113.
- [21] MA G, YAN S, WU D, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of ultrasonic assisted laser clad yttria stabilized zirconia coating[J]. Ceramics international, 2017, 288: 07101.