

DOI: 10.7652/xjtuxb201810010

搭接率对激光重熔氧化锆涂层结构及热震性能的影响

张帅^{1,2,3}, 董霞^{1,2,3}, 王恪典^{1,2,3}, 凡正杰^{1,2,3}, 梅雪松^{1,2,3}, 王汝家^{1,2,3}
(1. 西安交通大学陕西省智能机器人重点实验室, 710049, 西安; 2. 西安交通大学机械制造与系统工程国家重点实验室, 710049, 西安; 3. 西安交通大学机械工程学院, 710049, 西安)

摘要: 针对大面积激光重熔热障涂层后搭接区域结构的变化影响涂层使用寿命这一问题,对氧化锆涂层进行多道次激光重熔,探究了不同搭接率下重熔涂层表面及截面微观组织形貌的变化规律,并在电阻式加热炉中进行了热震实验,温度设定为 1 050 ℃,分析随搭接率变化的涂层结构对热循环寿命的影响规律。通过扫描电镜观察发现:前后两个道次重熔层的裂纹在分界线处相互贯通,随着搭接率的增加,搭接区域的裂纹密度随之减小,而凹坑和微块的数目随之增加;热震实验后,裂纹平均宽度减小至 5 μm,表面出现大量凹坑,大部分由微块脱落所致;随着搭接率的增加,搭接区域截面纵向裂纹的偏转角先增加后减小,而涂层的热循环寿命先减小后增加;截面纵向裂纹的偏转加速水平裂纹的产生,当搭接率为 0.30 时,偏转角最小;当涂层脱落面积达到 20%及以上、搭接率为 0.30 时,重熔涂层的热循环寿命最长。

关键词: 激光重熔;搭接率;微观形貌;热震

中图分类号: TG665 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2018)10-0072-08

Effect of Overlap Rate on Microstructure and Thermal Shock Properties of Laser Remelted Yttria Stabilized Zirconia Coating

ZHANG Shuai^{1,2,3}, DONG Xia^{1,2,3}, WANG Kedian^{1,2,3}, FAN Zhengjie^{1,2,3},
MEI Xuesong^{1,2,3}, WANG Rujia^{1,2,3}

(1. Shanxi Key Laboratory of Intelligent Robots, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
2. State Key Laboratory for Manufacturing Systems Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China;
3. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: The life of thermal barrier coatings prepared by large-area laser remelting is affected by change of structure in overlap region. The yttria stabilized zirconia coating was subjected to multi-pass laser remelting, and the change law of the surface and the cross-section microstructure morphology of the remelted coating under different overlap rates were investigated. Thermal shock experiment was conducted at 1 050 ℃ in the resistance heating furnace to analyze the influence of the coating structure with change of the overlap rate on the thermal cycle life. The result observed by scanning electron microscope shows that cracks around the dividing line between adjacent laser remelted coatings cross each other. In overlap region, with the increasing overlap rate, the density of cracks decreases, while the pits and small crumblyings increase. After thermal shock experiment, the average width of surface crack decreases to 5 μm, and a large

number of pits mostly caused by exfoliation of small fragments appear on the surface of laser remelted coating. As the overlap ratio increases, the deflection angle of the longitudinal cracks in the overlap region increases first and then decreases, while the thermal cycle life of the coating first decreases and then increases. The deflection of section longitudinal cracks in overlap region accelerates the generation of horizontal cracks, and the deflection angle is smallest when the overlap rate is 0.30. When the exfoliation percentage is or more than 20%, the laser remelted coating with 0.30 of overlap rate performs best.

Keywords: laser remelted; overlap rate; microstructure; thermal shock

受高温合金的熔点、表面腐蚀和应力断裂等限制,提高涡轮进气温度越来越困难。在高温合金表面制备高性能的热障涂层(TBCs),将合金与高温火焰隔离,可以降低合金温度,保护合金基体^[1]。目前,工业上常用等离子喷涂法制备氧化钇部分稳定的氧化锆涂层(YSZ)^[2],该涂层呈现典型的层状结构,孔隙率高且有大量的微裂纹,化学成分和结构不均匀,严重限制了其应用范围和使用寿命^[3-5]。

激光与材料之间的相互作用,可以快速有效地改变材料的形貌特征以及应用特性^[6-7],激光重熔就是一种利用快速移动的高能热源将材料熔化并凝固的表面改性技术。将激光重熔应用于等离子喷涂涂层的后处理,可有效改善涂层质量,消除涂层的层状堆积结构^[8],降低气孔率,减小表面粗糙度^[9-10],有助于形成均匀的柱状晶组织。Morks 等对 YSZ 涂层进行激光重熔,发现重熔层中晶粒尺寸范围为 2~7 μm,且晶粒尺寸越小,涂层硬度越大^[11]。

对激光重熔热障涂层的研究中,大部分学者采用的是单道次激光重熔,而少数大面积加工涂层的实验中,搭接率往往采取的是经验值^[12-13]。经过激光重熔后,涂层表面不可避免地会产生网状微裂纹、凹坑等缺陷,而裂纹的存在,可以使应力得以释放,同时氧也可以沿着裂纹进入涂层内部。Park 等采用脉冲激光器对等离子喷涂 YSZ 热障涂层进行单道加工,发现随着激光能量的增加,裂纹宽度、重熔层深度随之增大^[14]。

在加工过程中,参数变化意味着热作用区的改变^[15],当有一定的搭接率且相邻两道次的时间间隔很短时,重熔涂层的表面裂纹等缺陷也会发生变化。单道次激光重熔后热障涂层的抗热震性能、耐腐蚀性等有明显提高, Lee 等发现激光重熔 YSZ 涂层在 1 100 ℃时的热震寿命是未重熔涂层的两倍^[16]。大面积重熔加工后,表面形貌的差异也会引起涂层热性能的变化,冯浩源通过建立多道搭接激光重熔连续移动温度场的有限元模型发现,合理选择搭接率

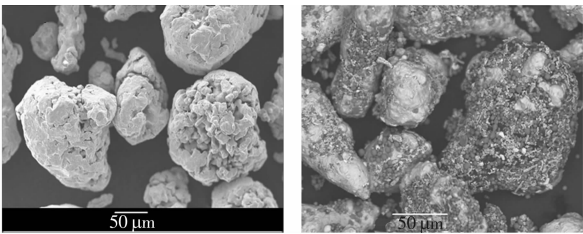
可以有效减少各扫描道之间熔池的差异,获取具有良好热稳定性的涂层,但没有进行实验验证^[17]。

本文研究了不同搭接率下各激光重熔热障涂层的形貌、性能特征及其变化规律,为利用激光重熔技术进行热障涂层的大面积制备建立基础。

1 材料与方法

1.1 材料及制备方法

热障涂层基体尺寸为 Φ30 mm×2 mm,材料为 718 镍基高温合金,陶瓷层材料质量分数为 7%的 Y₂O₃-ZrO₂ (简称 7YSZ, AMPERITTM 827, H. C. Starck 公司),粒度范围为 15~55 μm,黏结层为 NiCoCrAlY,粒度范围为 35~65 μm,粉末的微观形貌如图 1 所示。采用低温超音速火焰喷涂(HVOF, Low Temperature-High Velocity Oxygen Flame, K2, GTV)制备黏结层,喷涂工艺参数如表 1 所示,包括气体流量 Q₁、送粉量 v₁、燃烧室气压 p、喷涂距离 d₁ 等。采用大气等离子喷涂(APS, MF-P-1000, GTV, Germany)在黏结层上制备陶瓷层,喷涂参数如表 2 所示,包括电流 I、电压 U、送粉量 v₂、喷涂距离 d₂ 等。



(a) 7YSZ 粉末 (b) NiCoCrAlY 粉末

图 1 制备热障涂层的原材料

表 1 超音速火焰喷涂制备黏结层的参数

材料	$Q/$ $L \cdot h^{-1}$	$v_1/$ $g \cdot min^{-1}$	$p/$ MPa	O_2 流量/ $L \cdot min^{-1}$	$d_1/$ mm
NiCoCrAlY	13	45	14.9	800	150

表 2 等离子喷涂制备陶瓷层的参数

材料	$U/$ V	$I/$ A	$v_2/$ $\text{g} \cdot \text{min}^{-1}$	H_2 流量/ $\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$	Ar 流量/ $\text{L} \cdot \text{min}^{-1}$	$d_2/$ mm
7YSZ	68	630	45	9	40	110

利用固体毫秒脉冲激光器(GSI JK300D)对等离子喷涂涂层进行重熔,激光器的最大平均功率为 300 W,波长为 1 064 nm,脉宽范围为 0.2~5 ms,重复频率范围为 1~1 000 Hz。多道次激光重熔过程的三维示意图如图 2 所示,加工时保证不同道次重熔层的始端在涂层同一侧,从前一道次重熔层末端快速走刀移向下一道次重熔层始端的路径中关闭激光,走刀时间为 1 s,各样片均加工 4 个道次。

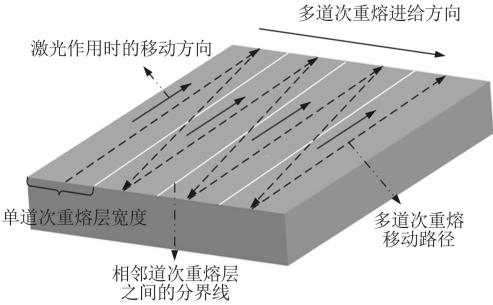


图 2 多道次激光重熔过程的三维示意图

单道次激光重熔过程的主要影响因素有激光能量、脉宽、扫描速度、频率、光斑直径。设计正交实验获取优化参数,结果为:激光能量为 5.5 J,频率为 50 Hz,脉宽为 2 ms,扫描速度为 3.5 mm/s,光斑直径为 2.6 mm。以搭接率 κ 为变量,计算方法如下

$$\kappa = \frac{l_2}{l_1}$$

式中: l_1 为单道激光扫描后重熔层的宽度; l_2 为多道次激光扫描过程中搭接区域的宽度,如图 3 所示。本实验中设置 κ 为 0.10、0.15、0.20、0.25、0.30。

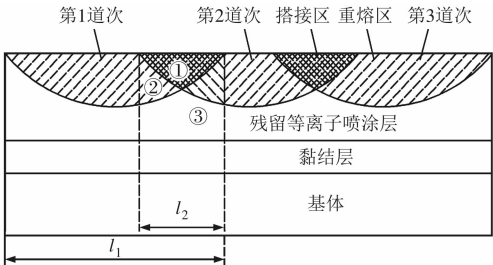


图 3 多道次激光重熔涂层的截面示意图

1.2 形貌观测与热震性能分析

利用场发射扫描电子显微镜对热障涂层的表面和截面形貌进行观测分析。热震实验在箱式电阻炉

(由烟台凯拓电炉科技有限公司生产)中进行,温度设定为 1 050 ℃。首先将样片放入电阻炉中加热 15 min,而后迅速取出并投入 15 ℃的水中冷却 3 min,循环进行。每 5 次热震过程完成后,烘干样片,用精度为 0.1 mg 的分析天平称量样片质量并记录,直至涂层表面脱落面积达到 20% 及以上,将此时的热震次数(n)作为该实验条件下的热循环寿命。

2 结果与讨论

2.1 多道次激光重熔后涂层的表面和截面形貌

从图 4 可以看出,经过前后两个道次的激光重熔后,搭接区域产生一条明显的分界线,分界线附近的裂纹密度高于其他区域。网状裂纹将重熔涂层分割成独立小块,从图 4a~图 4e,各样片分界线所穿过的独立块数依次是 13、10、9、8、6,因此随着搭接率的增加,分界线附近区域的裂纹密度呈下降趋势,这主要原因如下。

(1)激光能量在半径方向上呈高斯分布,作用在边缘处的能量较弱,单道重熔过后,重熔层截面为类月牙形,单道熔池边缘熔融涂层量少,熔深小,凝固过程中熔融材料不足,在热应力作用下易产生裂纹。

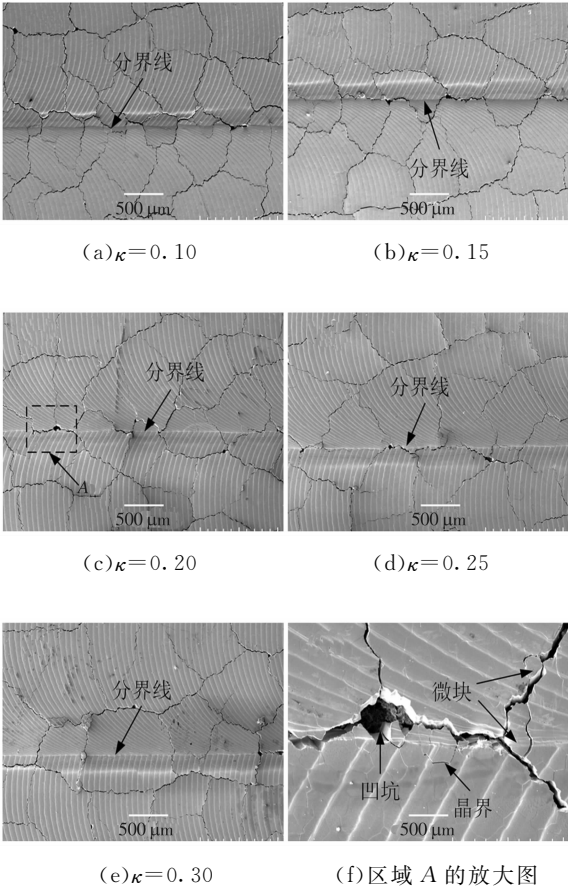


图 4 多道次激光重熔涂层的表面微观形貌

随着搭接率的增加,搭接区域由单道熔池边缘向中心扩展,熔深增加,熔融材料不足的现象得以改善,裂纹密度下降。

(2)激光熔化等离子喷涂涂层后,涂层内气孔中的空气释放并形成气泡上升至表面,如果在涂层凝固前不能完全逃离,气泡所在位置则成为裂纹萌发敏感区。

如图 5 所示,在大面积激光重熔加工中,搭接区域内包含前一道次重熔层的二次熔化部分,该部分结构致密,无气泡产生;而搭接区域所熔化的等离子喷涂部分内含有气泡。

另外,受激光作用的热影响,重熔层底部残留等离子喷涂层内的气体会受热膨胀上升,在熔池内形成气泡,但只有在重熔层深度较小时,该气泡才可能上升至涂层表面区域,对裂纹产生影响。随着搭接率的增加,激光低能量区逐渐向前一道次重熔层的中心区域靠拢,二次熔化区域的宽度和深度增加,搭接区域的无气泡区面积扩大,而气泡区内温度升高,滞留在涂层表面的气泡数量减少,从而降低涂层内的应力集中水平,导致裂纹密度降低。

如图 4f 所示,在搭接区域易出现凹坑以及沿二次微裂纹发展形成的微块。这主要是由于,搭接区域结构不均匀,在深度方向上依次分布着重熔层和残留等离子喷涂层,横截面上涂层熔深存在差异,组织不均匀,裂纹交接致使该处的应力集中明显,在快速凝固过程中致使涂层崩块而形成凹坑。

如图 3 所示,搭接区域①所在位置接收的激光能量密度小、重熔层厚度薄,区域②是第 1 道次重熔层中最接近第 2 道次重熔区的位置,区域③为残留等离子喷涂层。激光对涂层二次热作用后,区域②和区域③吸收部分能量,发生膨胀,在随后的熔池凝固过程中又瞬间冷却收缩。随着搭接率的增加,前一道次重熔层中二次熔化区域的宽度增加,区域①的面积越来越大;搭接区域接收的激光能量密度增大,区域②和区域③所吸收的热量增加,变形加剧,进而导致涂层凝固后所产生的微缺陷增多,如二次微裂纹等。因此,随着搭接率的增加,凹坑、微块等缺陷增多。

激光作用后,热障涂层快速熔化又迅速凝固,经历短暂的膨胀与收缩,在周围物质约束、热应力的综合作用下,表面形成网状裂纹,并在重熔涂层内存留残余应力。如图 6 所示,当下一道次的激光作用在热障涂层表面时,上一道次重熔层中位于搭接区域的部分再次熔化,熔池部位的涂层呈现液态丧失塑

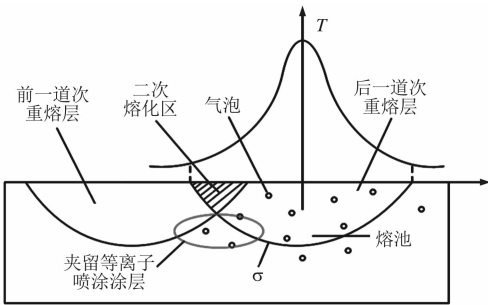


图 5 搭接区域气泡对涂层的影响示意图

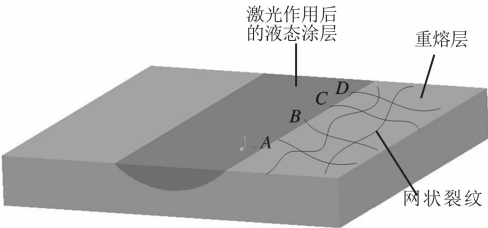


图 6 多道次激光重熔过程中搭接区裂纹传播示意图

性,应力接近于 0。熔池临近上一道次重熔层的界面处有裂纹 A、B、C、D 存在,为了使涂层表面受力状况得以改善,它们作为应力源,将裂纹延伸至新的重熔涂层内部。因此,在涂层凝固后,相邻两个道次重熔层内的裂纹在分界线处相互贯通。

在热变形以及气孔和微裂纹的影响下,残留等离子喷涂陶瓷层的局部开裂敏感性增大,多道次激光重熔后,搭接区域截面纵向裂纹向涂层深度方向扩展并发生分岔和偏转,如图 7 所示,其偏转角度如表 3 所示,当搭接率为 0.20,裂纹偏转的角度 θ 最大,达到 58.9° ,当搭接率为 0.30 时,偏转角度最小。在本实验中,随着搭接率的增加,截面裂纹的偏转角度先增加后减小。

表 3 多道次激光重熔涂层截面纵向裂纹的偏转角度

κ	$\theta/(^{\circ})$
0.10	36.7
0.15	42.5
0.20	58.9
0.25	45.4
0.30	17.9

单道次激光重熔后,网状微裂纹一般贯穿重熔层,延伸到重熔层和残留等离子喷涂层的交界面。如图 5 所示,多道次激光重熔过程中,在搭接区域相邻两道次之间存在一定宽度的夹留等离子喷涂层,裂纹尖端应力的状态以及夹留等离子喷涂层的应力水平影响着裂纹的延伸和偏转。当搭接率从 0 逐渐

增大,传导进入夹留等离子喷涂层内的热量增加,裂纹的偏转驱动能增大,裂纹偏转角度增加。后一道次熔池凝固收缩时,在重熔层和夹留等离子喷涂层的界面处产生垂直拉应力,该拉应力的水平分量影响着裂纹的偏转。随着搭接率的进一步增加,热影响作用趋于饱和,此时后一道次重熔层和夹留等离子喷涂层界面处的应力水平分量对裂纹的偏转起主要作用,该处的应力水平分量随着搭接率的增加而减小,因此裂纹偏转角度随之减小。

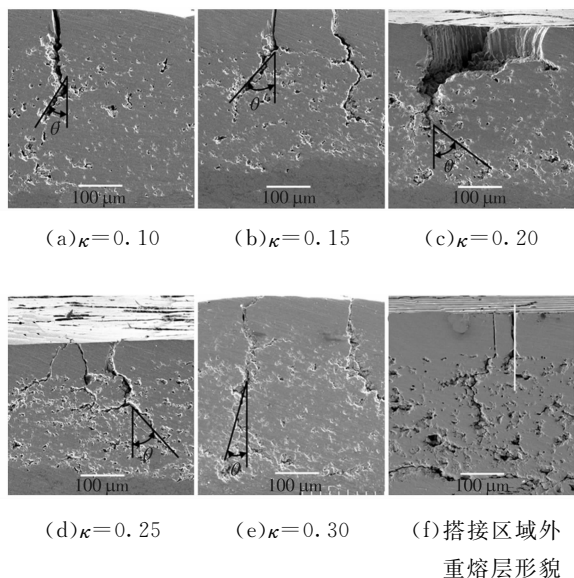


图7 多道重熔涂层搭接区域的截面形貌

2.2 激光重熔后涂层的抗热震性能

2.2.1 热震实验后涂层的表面微观形貌 从图8可以看出,经过热震实验后,重熔涂层表面裂纹的平均宽度明显减小。利用ImageJ软件对电镜图中热震前后重熔涂层表面裂纹的宽度进行测量,裂纹在热震前的平均宽度为 $10\text{ }\mu\text{m}$,热震后平均宽度减小为 $5\text{ }\mu\text{m}$ 。一方面,利用激光对等离子喷涂涂层进行重熔后,涂层表面形成具有一定厚度的柱状晶组织,如图8f所示。反复的高温保存和快速冷却,由于陶瓷层和黏结层热膨胀系数不匹配,在涂层内部产生很大的热应力。柱状晶在热应力的作用下沿着晶界和裂纹移动,使部分热应力得以有效吸收和释放。另一方面,重熔涂层在热震过程中会产生不可逆的变形,使独立重熔块间产生位移,会造成裂纹宽度减小。

热震后,涂层表面出现大量凹坑,大部分是由微块脱落所致,微块和底部陶瓷层接触面小,结合强度弱,热震过程中,在变形应力和热不匹配应力的作用下很容易脱落。搭接区域涂层质量较差,存在大量

微块,热震后搭接区域微块脱落,致使凹坑的数量高于其他区域。当搭接率为0.20时,热震后重熔涂层在搭接区域出现的部分凹坑是由毗邻区域涂层大块脱落所致。

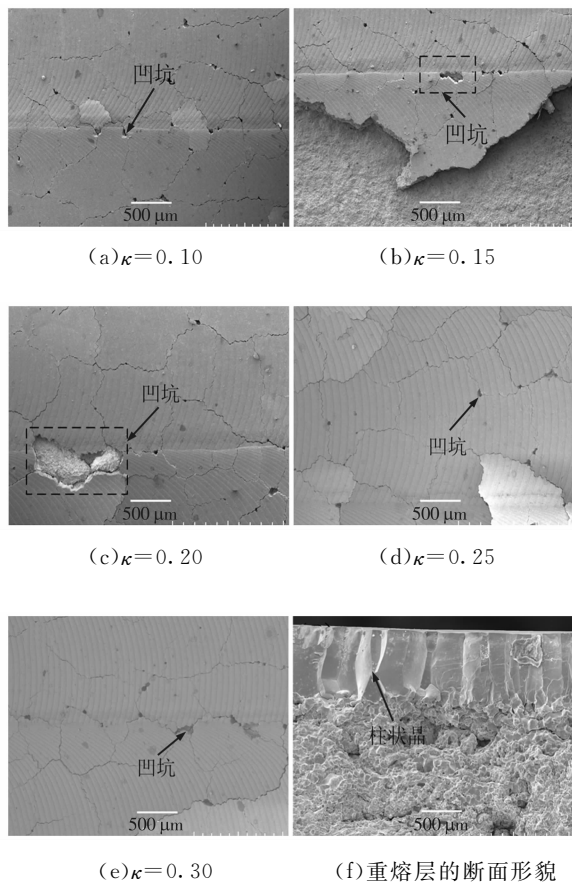


图8 热震实验后涂层脱落面积超过20%时各样片的表面微观形貌

2.2.2 热震实验后涂层的宏观形貌及质量分析 从图9可以看出,在热震实验中,对于多道次激光重熔涂层来说,搭接率为0.20的样片涂层脱落面积先达到10%,紧随其后的样片搭接率依次是0.15、0.25、0.10、0.30的重熔涂层。随着热震实验的继续,当涂层脱落面积达到20%以上时,搭接率依次是0.20、0.15、0.25、0.10、0.30的重熔涂层,对应的热震次数越来越多。由这一宏观结果判断,5组样片中搭接率为0.30的激光重熔涂层的热循环寿命最长。

如图10所示,样片经过多道次激光重熔加工后,边缘处仍然残留有少量的喷涂涂层,在喷涂层和重熔层的交界处存在裂纹。另外,如图11所示,重熔涂层端部质量较差,由于激光在单道重熔结束后马上关闭,而单次熔道端部的熔池相比其他部位拥有更大的冷却速度,同时熔液快速凝固收缩的过程

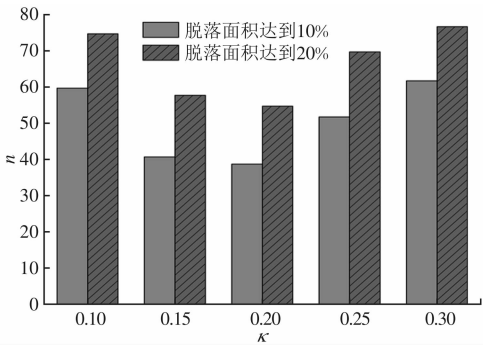


图 9 1 050 °C 下各涂层样片的热震次数统计

中,没有充足的熔融材料补充,致使涂层表面在凝固结束后产生网状裂纹,粗糙度较大。等离子喷涂涂层熔化成液态后,内部空气释放并形成气泡,气泡在上升过程中聚集合并,在涂层凝固之前滞留在重熔层表面,形成大量凹坑,因此在热震实验中,边缘和端部的涂层率先脱落。

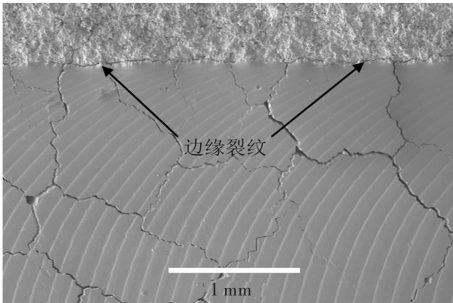


图 10 多道次激光重熔后涂层的边缘形貌

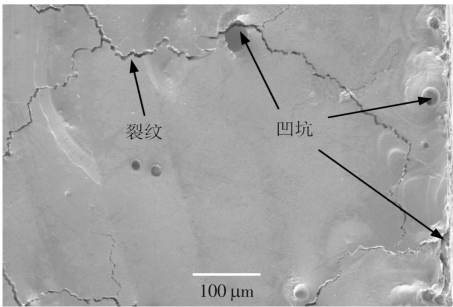


图 11 重熔涂层的端部形貌

如图 12 所示,当搭接率为 0.20 的激光重熔涂层在热震 39 次、脱落面积达到 10% 时,其他 4 组样片表面的重熔涂层基本保持完好。温度对热障涂层寿命的影响非常大^[18],一方面高温情况下热生长氧化物在陶瓷层和黏结层界面处生长得更快;另一方面突然淬冷后热应力不易释放,从而在涂层中产生更大的残余热应力,加快涂层在热震过程中的脱落。

随着实验的进行,沿着涂层初次脱落的位置,在氧化物的生长应力和热应力的综合作用下,脱落区

域逐渐向中心区域扩展,在接近失效的几次热循环中,涂层开始出现大块脱落的现象。如图 13 所示:当涂层脱落面积达到 20% 及以上时,最后一次热循环中所脱落的涂层面积,致使搭接率为 0.25 的涂层只剩下不足 35% 的涂层面积;搭接率为 0.15 及 0.20 的重熔涂层表面残留的涂层面积仅接近 50%;搭接率为 0.10 的重熔涂层较好;搭接率为 0.30 的涂层在这 5 组样片中表现最佳,仅端部和边角脱落,其他部位基本完好。

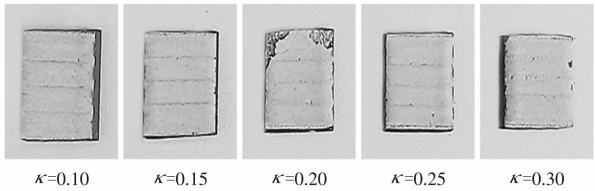


图 12 实验中搭接率为 0.20 的重熔涂层脱落面积为 10% 时各涂层的表面形貌

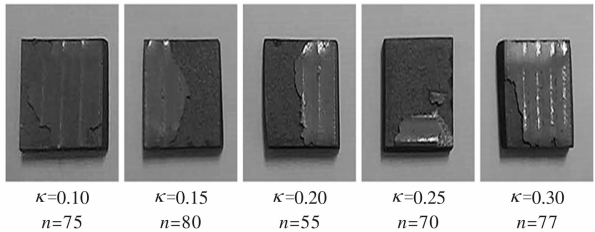


图 13 实验后脱落面积达到 20% 以上时各涂层的表面形貌

从图 14 可以看出,在热震实验前期,各样片的涂层质量有短暂的小幅度增长,这主要是由于高温环境下涂层中的金属元素氧化,在陶瓷层和黏结层结合面处形成热生长氧化物。热震前期,在涂层边缘和端部等质量较差的部位有小块脱落,同时涂层的氧化不断进行,因此样片质量在很小的范围内上下波动。实验后期,涂层大块脱落失效,样片质量迅速减小,此时样片质量随热震次数变化的速率按照从大到小排列,其搭接率依次是 0.25、0.20、0.15、0.10、0.30。综上可以看出,在失效阶段,搭接率为 0.30 的重熔涂层脱落速率最小。

经过多道次激光重熔后,搭接区域结构的改变影响着涂层的热震性能。本实验中,随着搭接率的增加,样片的热循环寿命先减小后增加。影响重熔涂层热障性能的因素有多方面,概括起来主要有裂纹密度、裂纹偏转角度及其微块、凹坑等。

凹坑、微块对涂层热震性能的影响表现在两个方面:首先,凹坑的存在,使氧得以更快捷地进入涂层内部,黏结层氧化加剧,加速涂层的破坏,但是本

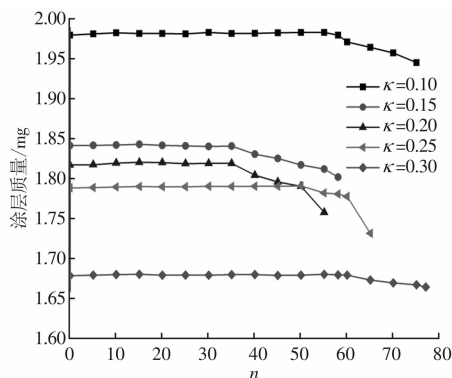


图14 热震实验过程中样片涂层质量随热震次数的变化

实验热循环周期较短,故不考虑热生长氧化物对涂层失效的影响;其次,重熔层裂纹交接处往往应力较为集中,此处的微块容易脱落形成凹坑,有利于减小涂层中的应力集中,降低涂层的整体残余应力水平。因此,凹坑的存在能一定程度释放涂层中的残余热应力、提高涂层的应变容限,改善涂层的热震性能。由前述可知,凹坑、微块随着搭接率的增加而增加,当涂层搭接率为0.30时,微块和凹坑的数量最多,有利于提高样片的热循环寿命。

裂纹密度越高,涂层在膨胀收缩的变形过程中可移动的方向增加,应力也就释放得越多。在搭接区域,表面裂纹密度随着搭接率的增加而减小,仅从表面裂纹密度考虑,大的搭接率不利于延长涂层热震寿命。但是,经过多道次激光重熔后的热障涂层,搭接区域截面纵向裂纹进一步向陶瓷层深处延伸,并发生偏转。重熔层底部为残留等离子喷涂涂层,存在大量气孔和微裂纹。热震过程中,涂层受热膨胀,并在内部产生很大的热应力,纵向裂纹得以继续扩展,因气孔和微裂纹处阻力较小,纵向裂纹在扩展过程中优先向气孔和微裂纹中发展。残留等离子喷涂层本身就是层状结构,纵向裂纹的延伸和偏转严重破坏了喷涂层中各部分之间的结合性能。

如图15所示,在热循环过程中,纵向裂纹不断延伸,并和裂纹①、裂纹②、孔隙③连接在一起,由此产生水平裂纹。纵向裂纹的偏移角度越大,横向裂

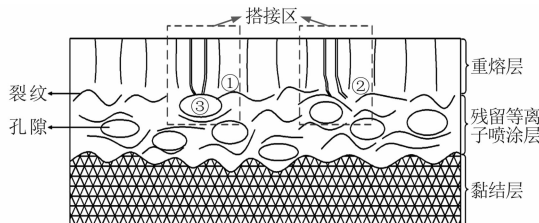


图15 大面积激光重熔涂层热震失效示意图

纹发展得越快,当水平裂纹和截面纵向裂纹连通并将独立涂层块包围时,涂层就会脱落,并且裂纹密度越大时,水平裂纹和纵向裂纹越容易贯通在一起,导致涂层块脱落。

因此,综合考虑表面裂纹密度和截面裂纹的延伸偏转,在本实验中,截面裂纹的延伸偏转占主导作用,由前述所知,随着搭接率的增加,热障涂层搭接区域截面裂纹的偏转角度先增加后减小。其中,搭接率为0.30的重熔涂层,纵向裂纹偏移角度最小,热循环寿命最长;搭接率为0.25时,纵向裂纹偏移角度最大,热循环寿命最短。由于搭接区域是水平裂纹的主要萌生区,因此在对热障涂层进行激光重熔时,需要控制好搭接率和激光能量密度,减小纵向裂纹的深度和偏转角度,这样才能提高涂层的使用寿命。

3 结 论

本文以搭接率为变量,采用激光重熔技术对等离子喷涂涂层进行表面改性,并对各重熔涂层的组织形貌和热震性能作相应地探讨,得出以下结论。

(1)经过多道次激光重熔加工后,前后两个道次重熔层的裂纹在分界线处相互贯通,分界线附近的裂纹密度随着搭接率的增加而下降。在分界线附近裂纹交汇处容易形成凹坑、微块等缺陷,且缺陷数目随着搭接率的增加而增加。搭接区域的截面纵向裂纹向涂层深处延伸并发生偏移,随着搭接率的增加,截面裂纹的偏转角先增加后减小,搭接率为0.30时,偏移角最小。

(2)热震后,重熔涂层表面裂纹的平均宽度减小至5 μm,且表面出现大量的凹坑,其中大部分由微块脱落所致,而搭接率为0.20的重熔涂层在搭接区域的部分凹坑是由毗邻区域的大块脱落所导致的。

(3)在1050℃的热震实验中,随着搭接率的增加,样片的热循环寿命先减小后增加,搭接率为0.30的重熔涂层的热循环寿命最长。重熔涂层首先从边缘以及熔道端部开始脱落,而后逐渐向中间区域扩展;失效阶段涂层质量减少速率最小的是搭接率为0.30的重熔涂层。搭接区域截面纵向裂纹的偏转会严重破坏涂层各部分之间的结合性能,加速水平裂纹的产生和发展,偏转角越小,越有利于提高重熔涂层的热循环寿命。

参考文献:

[1] 曹学强. 热障涂层新材料和新结构 [M]. 北京: 科学

- 出版社, 2016: 7-20.
- [2] 刘伦乾. TiAl 合金表面等离子喷涂热障涂层的激光重熔试验研究 [D]. 南京: 南京航空航天大学, 2010: 5-16.
- [3] 何利民. 高温防护涂层 [M]. 北京: 国防工业出版社, 2012: 37-39.
- [4] ZHU C, LI P, JAVED A. An investigation on the microstructure and oxidation behavior of laser remelted air plasma sprayed thermal barrier coatings [J]. *Surface & Coating Technology*, 2012, 206: 3739-3746.
- [5] WANG Dongsheng, TIAN Zongjun, SHEN Lida, et al. Influences of laser remelting on microstructure of nanostructured Al_2O_3 -13wt% TiO_2 coatings fabricated by plasma spraying [J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255: 4606-4610.
- [6] YANG L J, TANG J, WANG M L, et al. Surface characteristic of stainless steel sheet after pulsed laser forming [J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256: 7018-7026.
- [7] YANG L J, WANG Y, TIAN Z G, et al. YAG laser cutting soda-lime glass with controlled fracture and volumetric heat absorption [J]. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 2010, 50: 849-859.
- [8] FAN Zhengjie, WANG Kedian, DONG Xia, et al. Influence of columnar grain microstructure on thermal shock resistance of laser remelted ZrO_2 -7wt% Y_2O_3 coatings and their failure mechanism [J]. *Surface Coatings Technology*, 2010, 277: 188-196.
- [9] GHASEMI R, SHOJA-RAZAVI R, MOZAFARINIA R, et al. Laser glazing of plasma-sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings [J]. *Ceramics International*, 2013, 39(8): 9483-9490.
- [10] MUSTAFA G G, GULTEKIN G. Microstructural evaluation of laser remelted gadolinium zirconate thermal barrier coating [J]. *Surface & Coating Technology*, 2015, 276: 202-209.
- [11] MORKS M F, BERNDT C C, DURANDET Y, et al. Microscopic observation of laser glazed yttria stabilized zirconia coating [J]. *Applied Surface Science*, 2010, 256: 6213-6218.
- [12] GHASEMIN R, RAZAVI S, MOZAFARINIA R, et al. The influence of laser treatment on thermal shock resistance of plasma sprayed nanostructured yttria stabilized zirconia thermal barrier coatings [J]. *Ceramics International*, 2014, 40: 347-355.
- [13] 孟庆瑞. 激光重熔对等离子喷涂氧化锆热障涂层组织和性能的影响 [D]. 济南: 山东大学, 2016: 34-37.
- [14] PARK J H, KIM J S, LEE K H, et al. Effects of the laser treatment and thermal oxidation behavior of CoNiCrAlY/ ZrO_2 -8Wt% Y_2O_3 thermal barrier coating [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008, 201(1/2/3): 331-335.
- [15] YANG L J, HOU C J, CHEN W Q, et al. Study on laser cutting carbon fibre reinforced composites [J]. *Materials Science Forum*, 2014, 800: 832-837.
- [16] LEE J H, TSAI P C, CHANG C L, et al. Microstructure and thermal cyclic performance of laser glazed plasma sprayed CYSZ thermal barrier coating [J]. *Surface & Coating Technology*, 2008, 202: 5607-5612.
- [17] 冯浩源, 孙登月, 陈鹏, 等. H13 钢表面 ZrO_2 -8% Y_2O_3 涂层多道搭接激光重熔温度场数值模拟 [J]. *焊接技术*, 2016, 45(10): 6-9.
- FENG Haoyuan, SUN Dengyue, CHEN Peng, et al. Numerical simulation of temperature field of laser remelting ZrO_2 -8% Y_2O_3 coating on H13 die steel surface [J]. *Welding Technology*, 2016, 45(10): 6-9.
- [18] LI Meiheng, SUN Xiaofeng. Thermal shock behavior of EB-PVD thermal barrier coating [J]. *Surface & Coating Technology*, 2007, 201: 7387-7391.

[本刊相关文献链接]

- 徐勇勇, 孙琨, 邹增琪, 等. 选区激光熔化制备 $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金的工艺参数及组织性能. 2018, 52(1): 151-157. [doi:10.7652/xjtuxb201801022]
- 杜晓婷, 段文强, 王恪典, 等. 靶材背面辅助材料影响激光打孔重铸层分布的实验研究. 2017, 51(8): 128-135. [doi:10.7652/xjtuxb201708021]
- 李根, 纪玉龙, 孙玉清, 等. 新型铜颗粒填充的液态金属热界面材料导热性能实验研究. 2016, 50(9): 61-65. [doi:10.7652/xjtuxb201609010]
- 吴继璋, 朱刚贤, 陆斌, 等. 自愈合效应对光内送粉激光斑纹熔覆成形薄壁件的影响. 2016, 50(1): 145-150. [doi:10.7652/xjtuxb201601022]
- 郑卜祥, 姜歌东, 王文君, 等. 超快脉冲激光对钛合金的烧蚀特性与作用机理. 2014, 48(12): 21-28. [doi:10.7652/xjtuxb201412004]
- 杨毅, 齐乐华, 曾祥辉, 等. 熔滴喷射沉积制造中重熔过程的研究. 2010, 44(8): 117-121. [doi:10.7652/xjtuxb201008023]

(编辑 杜秀杰)