



激光熔覆 316L 微孔结构/ Al_2O_3 -13% TiO_2 复合涂层组织及性能

刘 爽¹, 田宗军¹, 高雪松^{2,3}, 吕 非¹

(1. 南京航空航天大学 机电学院, 南京 210016;

2. 中国科学院 上海光学精密机械研究所, 上海 201800;

3. 南京先进激光技术研究院, 南京 210038)

摘 要: 以纳米团聚体 Al_2O_3 -13% TiO_2 (质量分数)复合涂层粉末为原材料, 采用激光熔覆工艺在 Ni625 合金基体表面制备 316L 微孔结构/ Al_2O_3 -13% TiO_2 复合涂层。通过扫描电镜(SEM)、XRD 和线扫描仪分析涂层和微孔粘结层的界面形貌和界面元素的分布状态, 研究微孔结构对涂层结合强度的影响。结果表明: 界面间结合方式为机械结合; 虽然界面之间未发生元素扩散现象, 但在微孔粘结层“铆接”作用下, 粘结层与陶瓷层间形成良好的结合, 与直接激光熔覆 Al_2O_3 -13% TiO_2 涂层相比, 316L 微孔结构/ Al_2O_3 -13% TiO_2 复合涂层结合强度较高, 提高 8.7%; 残余应力相对较低, 减小 13.6%, 且表面涂层由 α - Al_2O_3 、Rutile- TiO_2 和 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 组成, 其中以稳态的 α - Al_2O_3 相为主要组成相。

关键词: Al_2O_3 -13% TiO_2 ; 微孔粘结层; 残余应力; 激光熔覆; 结合强度

文章编号: 1004-0609(2019)-11-2481-08

中图分类号: TN246

文献标志码: A

纳米陶瓷材料具有较高的耐高温、耐腐蚀、耐磨损性能, 具有广泛的应用前景, 特别是在航空航天、军事领域^[1-3]。利用纳米陶瓷材料的特性, 在金属表面制备纳米陶瓷涂层改变基体表面性能, 以满足其在特殊工况下的应用需求已经成为关键表面涂层技术之一^[4]。纳米陶瓷涂层制备工艺很多, 其中包括等离子喷涂、热障喷涂、激光重熔和激光熔覆技术, 由于基体材料与陶瓷材料的热膨胀系数相差较大, 直接采用上述工艺方法制备的纳米陶瓷涂层易产生裂纹, 且与基体材料的结合力较差^[5]。采用粘结层作为过渡层可以有效解决上述问题。

近年来, 许多学者对陶瓷涂层性能进行了研究, 王东升等^[6-7]研究了等离子喷涂制备 ZrO_2 -7% Y_2O_3 热障涂层, 分析了涂层的组织及其显微硬度; 并研究了激光重熔 ZrO_2 -7% Y_2O_3 热障涂层抗热震性能。田宗军等^[8]研究了激光重熔纳米 Al_2O_3 -13% TiO_2 陶瓷涂层, 研究了其组织形态及相组成。高雪松等^[9]研究了激光熔覆 NiCoCrAl- Y_2O_3 粘结层和纳米 Al_2O_3 -13% TiO_2 陶瓷涂层, 获得了良好的抗热震性能。但关于具有微孔结构粘结层复合陶瓷涂层的研究较少。本文研究了微

孔粘结层制备和成形机理, 并分析了微孔结构对陶瓷涂层性能的影响。

为减小涂层应力, 避免涂层开裂, 本文提出了新的复合涂层制备方法。首先利用激光熔覆技术在基体表面制备具有微孔结构的 316L 粘结层, 然后采用专门设计的铺粉装置在粘结层表面预置纳米团聚体陶瓷粉末, 最后采用激光熔覆技术在微孔结构粘结层表面制备纳米陶瓷涂层。对涂层进行组织和相分析, 对其结合强度进行试验研究。

1 实验

1.1 实验材料

实验采用的基体材料是 Ni625 镍基合金, 试样基板尺寸为直径 25 mm×8 mm; 纳米团聚体粉末是美国 Inframat 公司牌号为 Nanox S2613P 粉末, 其成分组成为 Al_2O_3 -13% TiO_2 (质量分数)^[10-12], 团聚体尺寸范围为 15~45 μm ; 造孔剂为聚苯乙烯空心微球, 将质量配比为 7:1 的 316L 粉末和聚苯乙烯空心球置于真空球磨机

基金项目: 国家青年科学基金资助项目(51605473); 江苏省自然科学基金资助项目(BK20161476); 江苏省科技项目(BE2015029)

收稿日期: 2018-09-20; **修订日期:** 2019-08-01

通信作者: 高雪松, 研究员, 博士; 电话: 18012959527; E-mail: gaioxuesong@siom.ac.cn

中加以混合,球料比为6:1,设备旋转速率120 r/min,球磨时间5 h。

1.2 涂层制备工艺和设备

实验设备为通快碟片 3000W 激光器,型号为 Trudisk-3004,激光熔覆头为普雷斯特(Precitec)激光头,型号为 YC52。激光熔覆前采用角磨机、砂纸、酒精对基材表面进行打磨、擦拭处理,防止试样表面铁锈、氧化物等杂质影响实验效果^[13]。首先在处理好的基材表面采用激光熔覆的方法制备微孔粘结层,厚度不超过 200 μm,而后采用专门设计的铺粉装置将纳米 Al₂O₃-13%TiO₂ 团聚体粉末均匀铺在微孔粘结层上,采用激光熔覆技术在微孔粘结层表面制备陶瓷涂层,涂层厚度不超过 200 μm,激光熔覆参数见表 1。图 1(a)所示为粘结层试样形貌,图 1(b)所示为陶瓷涂层试样形貌。

1.3 分析及测试手段

采用 X 射线衍射(XRD)对原材料及涂层的物相进行分析,所用设备为 D/max2500 型 X 射线衍射仪。衍射条件:靶材为铜靶($K=0.165164$ nm),电子加速电压为 20 kV,电流为 100 mA,脉冲为 1120。利用 JSM-7100F 型扫描电镜(SEM)和 INCA_x-sight 型能谱仪(EDS)对 Al₂O₃-13%TiO₂ 涂层的表面的微观组织和涂层与粘结层的结合界面,并对界面进行元素分析。涂层结合强度测试以 ASTM C633-2001 标准进行,试验利用

RGM-4050 微机控制电子万能试验机测定涂层结合强度。测试方法为对偶试样拉伸法,拉伸速度设定为 1 mm/min,试样断裂,记录最大载荷。结合强度计算如下:

$$\sigma_v = p_{\max} / Q$$
(1)

式中: σ_v 代表涂层的结合强度; $p_{\max}$ 代表记录的最大载荷; Q 代表涂层的结合面积。

同一工艺参数试样进行 3 组测试,取其平均值。

残余应力测试在 XSTRESS3000 型 X 射线衍射仪上进行。残余应力与衍射角的关系为

$$\sigma_\varphi = -\frac{E}{2(1+\mu)} \cot \theta_0 \frac{\pi}{180} \frac{\partial(2\theta_\varphi)}{\partial(\sin^2 \varphi)}$$
(2)

式中: σ_φ 为残余应力; E 为材料的弹性模量; μ 为泊松比; θ_0 为无应力试样衍射峰的布拉格角; θ_φ 为有应力试样衍射峰位的布拉格角。

本试验辐射源为 V, K α 线,波长 $\lambda_{K\alpha}$ 为 0.226 nm,测 α -Al₂O₃ 的峰, 2θ 为 130°。每组试样测 3 个点,取平均值。

2 结果与分析

2.1 微观组织

图 2 所示为微孔粘结层、陶瓷涂层和基材的横截面微观形貌。由图 2(a)可知,基材组织致密,无气孔、

表 1 激光熔覆工艺参数

Table 1 Laser cladding parameter

Layer	Laser power/W	Scanning velocity/(mm·s ⁻¹)	Spot diameter/mm	Shielding gas flow/(L·min ⁻¹)	Overlap/%
Bonding layer	1800	10	4	15	50
Ceramic layer	1000	10	8	15	50

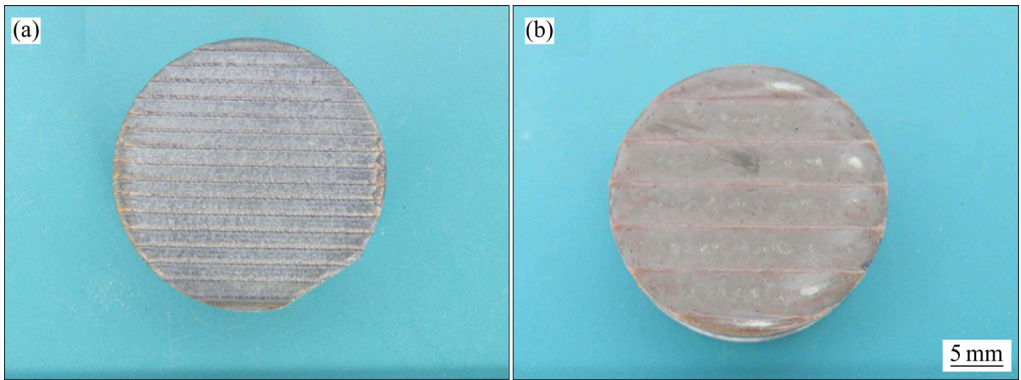


图 1 试样形貌图

Fig. 1 Morphologies of samples: (a) Micro-porous bonding layer; (b) Al₂O₃-13%TiO₂ composite coating

无微裂纹等缺陷,陶瓷层、微孔粘结层与基材相互结合紧密,其中陶瓷层的厚度约为 $150\ \mu\text{m}$,微孔粘结层厚度约为 $200\ \mu\text{m}$;图 2(b)所示为陶瓷层和粘结层之间界面的放大形貌。从图 2(b)可以看出,微孔粘结层和陶瓷层呈现无明显界面特征,陶瓷层渗入到微孔粘结层内部,产生“互融”现象,在激光制备陶瓷层过程中,以表面能降低为驱动^[14],液相陶瓷通过不同途径向微孔孔洞和气孔部位填充,两者相互键联,界面空隙趋于减少,界面致密度增加,最终形成陶瓷微孔“互融区”;“互融区”厚度约为 $15\sim 20\ \mu\text{m}$ 。图 2(c)所示为陶瓷层表面显微形貌。从图 2(c)可以看出,陶瓷层组织主要以等轴晶的形态存在,方向无序交错。原因是在激光熔覆过程中,陶瓷层为最外层,激光热量既可以通过外界介质传输,也可以通过自身基体传输,温度梯度较小,结晶速度较快,因此形成等轴晶组织。图 2(d)所示为图 2(c)中局部放大形貌。从图 2(d)可以观察到等轴晶的晶粒细小,约为 $2\ \mu\text{m}$ 。由于激光快速加热、快速凝固的特性获得的晶粒尺寸细小,晶粒越细小,陶瓷层强度越高。图 3(a)所示为陶瓷层与粘结层结合界面的高倍放大形貌,其中暗灰色为微孔粘结层金属相,亮白色为陶瓷相,陶瓷相渗入到微孔粘结

层层并填充孔洞,两者互相“缠绕”形成一体;图 3(b)所示为陶瓷层与微孔粘结层金属相界面 SEM 高倍放大形貌,从图可以看出,液相陶瓷融入微孔孔洞中,形成了明显的曲线界面特征。液相陶瓷在微孔孔洞中的凝固特征似“草根”般生长于金属相中,与金属相缠绕连接,两者形成“咬合”,这是因为在固/液界面处,温度梯度的作用将引起表面张力梯度及相应的 Marangoni 流,形成液相毛细管力^[15],液相陶瓷在毛细管力作用下以液相的形式进入到粘结层孔洞,在孔洞表面凝固成型。图 3(c)所示为 Al_2O_3 -13% TiO_2 陶瓷涂层的 XRD 谱,表面涂层由 α - Al_2O_3 、Rutile- TiO_2 和 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 组成,其中以稳态的 α - Al_2O_3 相为主要组成相,这是由于激光束作用于陶瓷表面时,瞬间形成 $1200\ ^\circ\text{C}$ 高温熔池,亚稳 Al_2O_3 相转变为稳定 α - Al_2O_3 相^[14]。又因为陶瓷层较薄($150\ \mu\text{m}$),所以内层出现了金红石型氧化钛(Rutile- TiO_2)相,而 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 固溶体是在激光高温烧结中发生还原失氧所生成^[16]。图 3(d)所示为陶瓷层与微孔粘结层之间界面的元素线扫描图。由图 3(d)可知,陶瓷相主要元素为 O、Al、Ti,其扫描曲线波动较大。这主要是由于在激光作用过程中,元素容易偏析;且在结合界面处,元素分布曲线

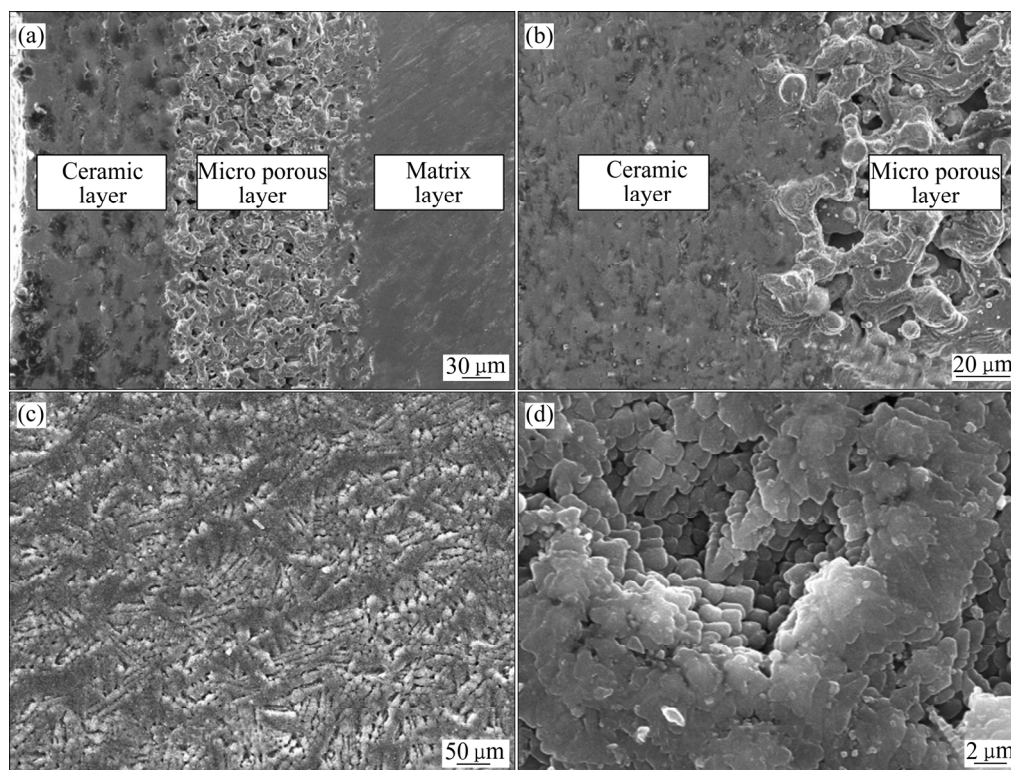


图2 微孔粘结层/ Al_2O_3 -13% TiO_2 涂层横截面显微形貌

Fig. 2 Cross section morphologies of Al_2O_3 -13% TiO_2 coating/micro-porous bonding layer: (a) Whole morphology; (b) Bonding interface between ceramic layer and bonding layer; (c) Microstructures of surface of ceramic layer; (d) High magnification of ceramic layer in Fig. 2(c)

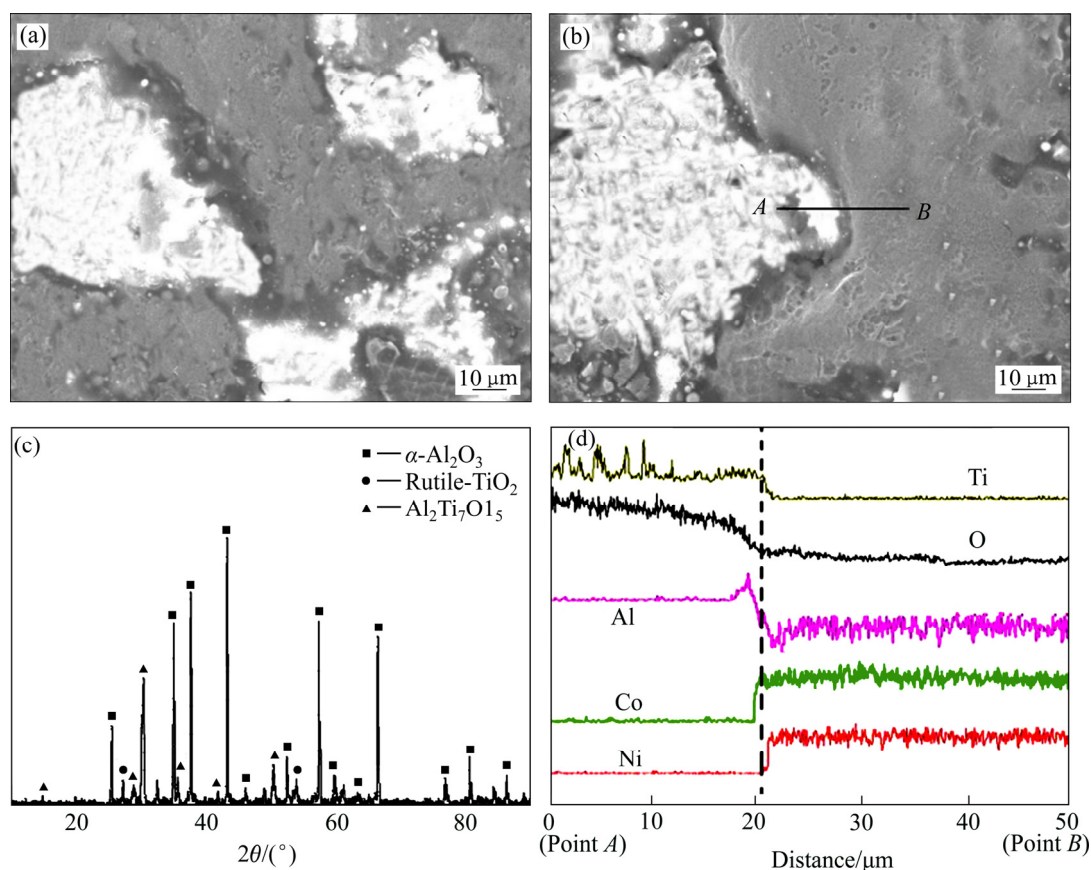


图3 陶瓷层与粘结层界面高倍微观形貌, 局部高倍 SEM, 陶瓷层的 XRD 谱及陶瓷层与粘结层界面元素扫描分析曲线
Fig.3 High morphology of interface of ceramic layer and micro-porous bonding layer(a), local high magnification SEM image in Fig.3(a) of graph(b), XRD patterns of ceramic layer(c) and line scan of interface of ceramic layer and bonding layer(d)

呈现明显下降趋势, 说明微孔粘结层中不含有陶瓷相元素(O、Al、Ti)。从图 3(d)可以看出, 微孔粘结层主要元素为 Ni、Co, 其扫描曲线波动也较大, 且在界面处元素的含量急剧下降, 即陶瓷相不含有微孔粘结层元素(Ni、Co)。此现象说明元素未发生相互扩散, 也就是说, 两者在界面处不是冶金结合, 而是机械结合。

图 4(a)所示为激光熔覆微孔粘结层微观显微形貌。从图 4(a)可以明显看出, 微孔孔洞大小为 5~10 μm , 分布均匀, 孔洞的形状基本为圆形或椭圆形, 部分孔洞呈不规则形状, 孔洞之间相互贯通、相互交织; 同时可以观察到粘结层中存在小球颗粒, 大小约为 2~5 μm (见图 4(b)); 由于激光为高斯分布, 熔池中心及边缘将形成明显的温度梯度, 处于边缘的陶瓷颗粒温度较低, 粉末表面张力较大, 发生了“球化”现象^[17]。对小球颗粒进行能谱分析, 发现其中 70.5%为 Fe, 说明小颗粒的主要成分是 316L 不锈钢。粘结层的骨架结构如图 4(c)所示。从图 4(c)可以看出, 烧结颈以冷

却凝固的方式形成, 由于激光的快速加热和快速冷却特性, 同时在重力和毛细管力共同作用下, 空心微球气体滞留于熔池中, 金属液相在气体表面发生非均匀形核, 进而形成图 4(c)所示结构形貌。图 4(d)所示为图 4(c)中黑色虚线框内的高倍微观形貌, 烧结颈部出现圆弧凹陷形貌, 这是由于空心微球气体对烧结部位产生一定的压应力造成的, 若陶瓷层渗入到颈部凹陷位置, 与微孔粘结层形成“铆接”, 增强陶瓷层与粘结层的结合强度。图 4(e)所示为微孔内壁显微形貌图, 微孔内壁出现很多浅坑。图 4(f)所示为图 4(d)中黑色虚线框浅坑的高倍放大微观形貌, 由图 4(f)可见, 在浅坑的表面出现了很多类似筛网状小凹坑, 其均匀分布, 直径约为 0.6 μm , 深度约为 0.5 μm , 这是聚苯乙烯在激光作用下发生式(3)和(4)^[18-19]分解反应, 大量气体对微孔内壁产生冲击造成的。



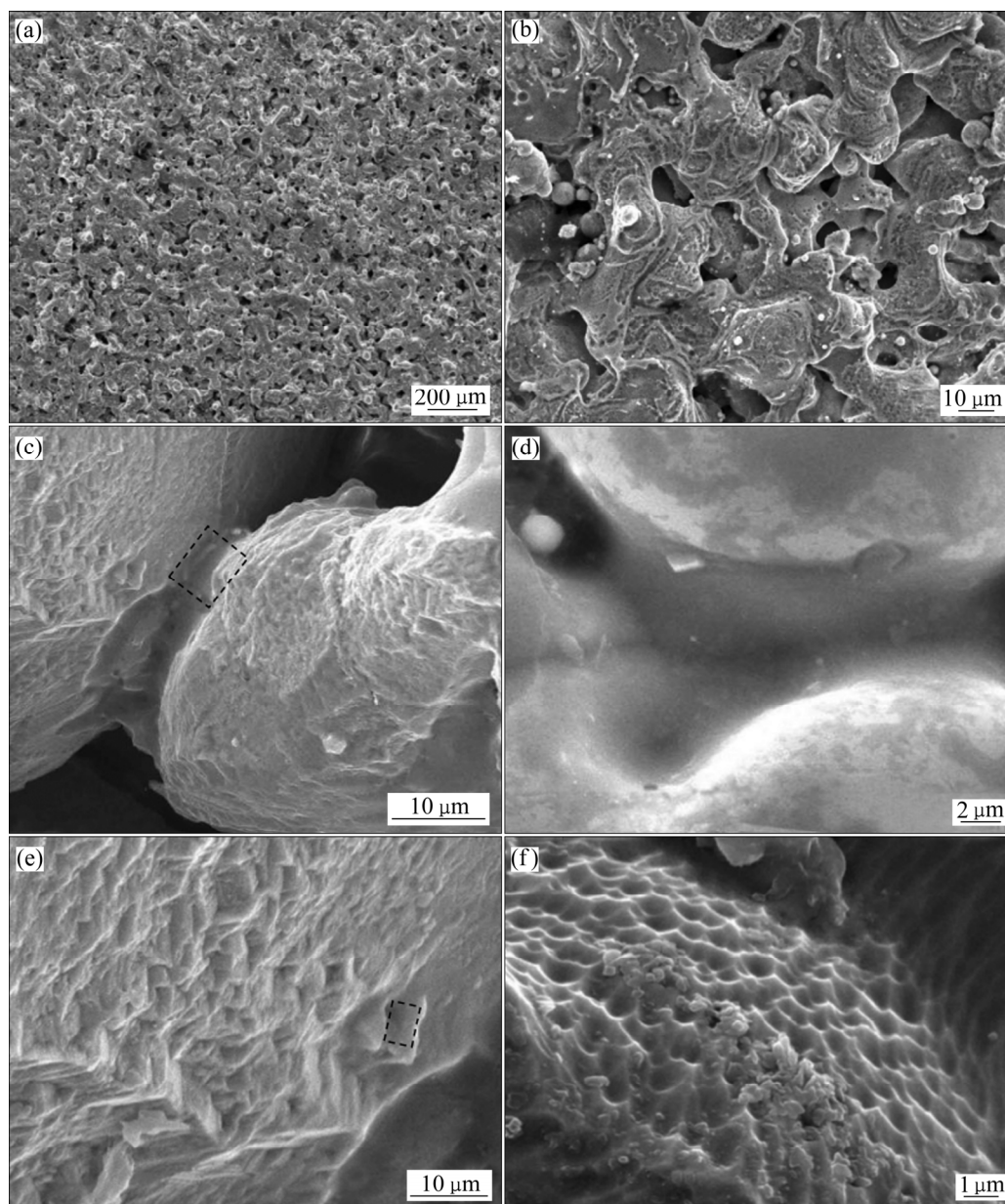


图 4 粘结层的显微形貌图

Fig. 4 Micrographs of bonding layer: (a) Low magnification; (b) High magnification; (c) SEM image of local zone; (d) High magnification of black curve frame; (e) Low magnification of micro-porous inwall; (f) High micrograph of micro-porous inwall

2.2 涂层结合性能

图 5(a)所示为涂层试样结合强度测试样品的宏观图。试样 T1 为激光熔覆微孔结构陶瓷复合涂层, 试样 T2 为激光熔覆直接制备陶瓷涂层。图 5(b)所示为试样的结合强度。由图 5(b)可见, 试样 T1 的结合强度在 70~83 MPa 之间, 平均结合强度为 75 MPa; 而试样 T2 的结合强度在 65~75 MPa 之间, 平均结合强度为 69 MPa; 试样 T1 的结合强度高于试样 T2 的。这是由于粘结层作用增强了陶瓷层与粘结层之间的结合强度。图 5(c)所示为试样 T1 和 T2 的残余应力。由图 5(c)

可见, 试样 T1 和 T2 的残余应力分别为 137~142 MPa 和 160~165 MPa; 平均残余应力分别为 140 MPa 和 162 MPa。原因是在激光熔覆制备陶瓷涂层过程中, 激光的加热和冷却速度较高, 陶瓷材料与金属材料的热膨胀系数相差较大, 熔凝冷却时体积收缩结合界面会形成一定的残余应力^[14]; 又因为试样 T1 存在多孔粘结层, 孔洞有松弛内应力的作用^[20], 因此试样 T1 残余应力比试样 T2 的小。

图 6 所示为试样 T1 和 T2 断裂界面的微观形貌。图 6(a)所示为试样 T2 断裂界面微观形貌。从图 6(a)

可以看出, 试样呈现台阶式断裂, 表面不平整, 这是由于陶瓷材料为脆性材料, 结合界面的断裂主要是陶瓷层断裂, 即典型的脆性断裂特征。图 6(b)所示为图

6(a)的高倍放大图, 可见断口存在台阶面和剪切面, 且表面存在微裂纹。而试样 T1 的断裂界面比较平整, 台阶断裂现象明显减少(见图 6(c)); 图 6(d)所示为

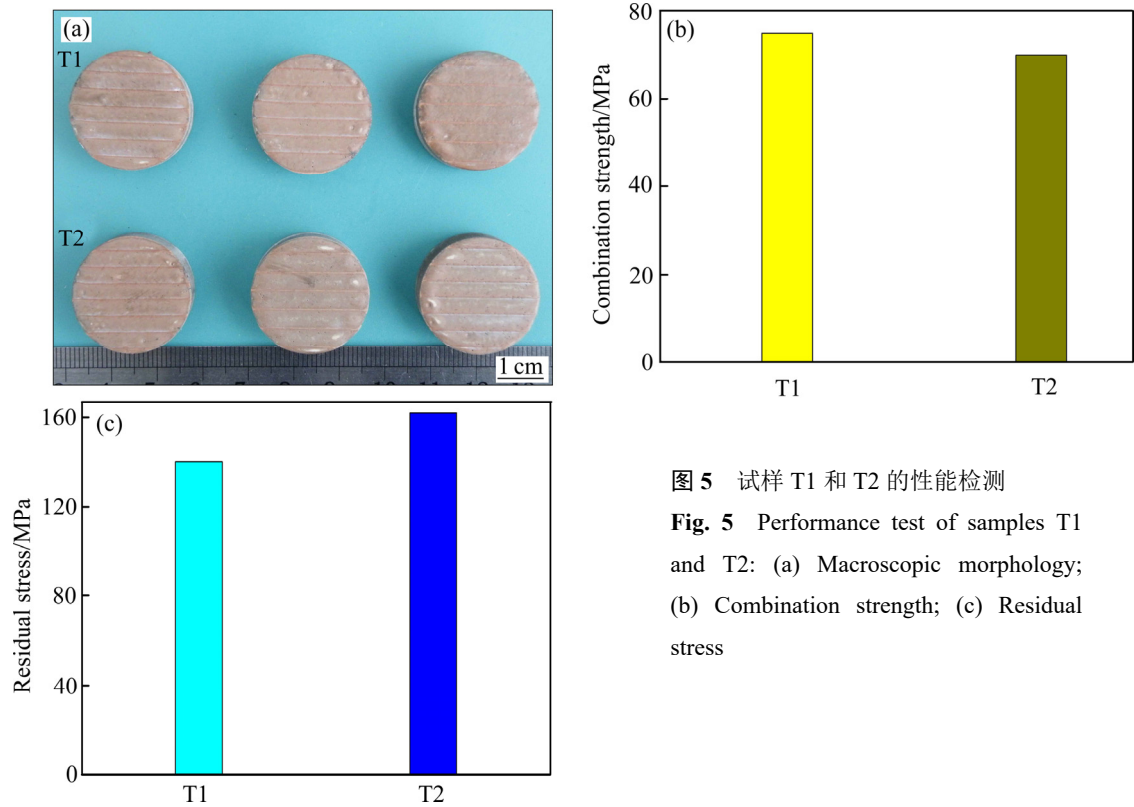


图 5 试样 T1 和 T2 的性能检测

Fig. 5 Performance test of samples T1 and T2: (a) Macroscopic morphology; (b) Combination strength; (c) Residual stress

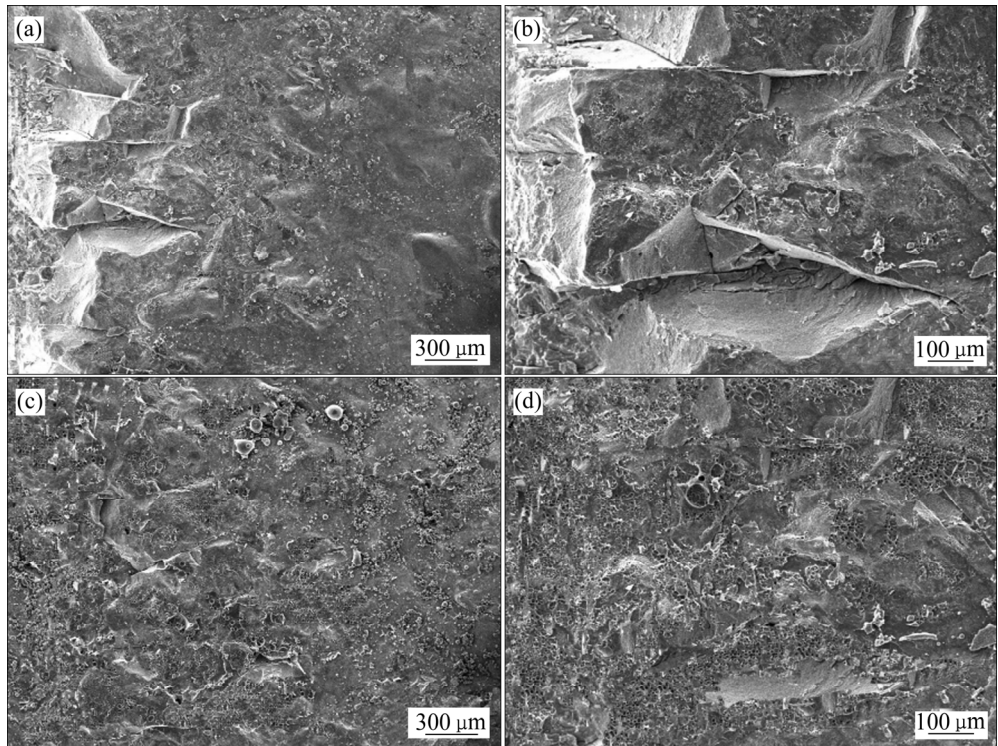


图 6 试样 T1、T2 断口微观形貌图

Fig. 6 Fracture micrographs of samples T1 and T2: (a) Fracture micromorphology of sample T2; (b) High magnification of (a); (c) Fracture micromorphology of sample T1; (d) High magnification of (c)

图6(c)中局部高倍放大图,可以看出,断裂面存在大量的微孔孔洞。这说明断裂位置主要发生在微孔粘结层和陶瓷层之间的界面,即“互融”区,此种断裂接近韧性断裂形式,所以断裂界面较平整。

3 结论

1) 成功制备了微孔结构/ Al_2O_3 -13% TiO_2 复合陶瓷涂层,复合涂层界面结合强度主要来自于微孔结构对陶瓷涂层的“铆接”作用。

2) 表面涂层主要由 α - Al_2O_3 、Rutile- TiO_2 和 $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$ 组成。

3) 微孔粘结层微孔孔洞大小为5~10 μm ,孔洞分布均匀。

4) 试样 T1 的结合强度高于试样 T2 的,而试样 T1 的残余应力小于试样 T2 的;试样 T1 为韧性断裂,断口形貌较平整;试样 T2 为脆性断裂,断口形貌呈台阶形态。

REFERENCES

- [1] AI T T. Microstructure and mechanical properties of in-situ synthesized $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiAl}$ composites[J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2008, 21(6): 559-564.
- [2] 葛启录, 雷廷权, 周玉. Al_2O_3 - ZrO_2 - SiC_w 陶瓷复合材料的显微结构和力学性能[J]. 航空学报, 1992, 13(7): 381-387.
GE Qi-lu, LEI Ting-quan, ZHOU Yu. Microstructure and mechanical properties of Al_2O_3 - ZrO_2 - SiC_w ceramic composite[J]. Journal of Aeronautics, 1992, 13(7): 381-387.
- [3] LIU Z, YANG H, JIA Y. Heat protective properties of $\text{NiCrAlY}/\text{Al}_2\text{O}_3$ gradient ceramic coating fabricated by plasma spraying and slurry spraying[J]. Surface & Coatings Technology, 2017, 327(5): 1-8.
- [4] HAJIALIFINI M, AMADEH A. Improvement of wear and corrosion resistance of AZ91 magnesium alloy by applying Ni-SiC nanocomposite coating via pulse electrodeposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(10): 2914-2922.
- [5] RONG J, YANG K, ZHUANG Y. Nonisothermal crystallization kinetics of Al_2O_3 -YAG amorphous ceramic coating deposited via plasma spraying[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2018, 101(7): 2888-2900.
- [6] 王东生, 田宗军, 杨斌. 等离子喷涂常规和纳米 ZrO_2 -7% Y_2O_3 热障涂层隔热性能[J]. 热加工工艺, 2012, 41(14): 141-144.
- [7] 刘伦乾, 田宗军, 王东生. 激光重熔 TiAl 合金表面等离子喷涂热障涂层耐热腐蚀性能的影响[J]. 热处理技术与装备, 2009, 30(5): 23-26.
LIU Lun-qian, TIAN Zong-jun, WANG Dong-sheng. Effects of laser remelting on hot corrosion resistance of plasma sprayed conventional and nano-structured ZrO_2 -7% Y_2O_3 thermal barrier coating[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(14): 141-144.
- [8] 田宗军, 王东生, 沈理达. TiAl 合金表面激光重熔纳米陶瓷涂层[J]. 材料热处理学报, 2010, 31(2): 128-132.
TIAN Zong-jun, WANG Dong-sheng, SHEN Li-da. Laser remelting of nanostructured ceramic coatings on TiAl alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2010, 31(2): 128-132.
- [9] 高雪松, 田宗军, 沈理达. 激光熔覆 Al_2O_3 -13% TiO_2 陶瓷层制备及其抗热震性能[J]. 中国激光, 2012, 39(2): 85-90.
GAO Xue-song, TIAN Zong-jun, SHEN Li-da. Study on Al_2O_3 -13% TiO_2 coatings prepared by laser cladding and thermal shock resistance[J]. Chinese Journal of Lasers, 2012, 39(2): 85-90.
- [10] KAI Y, JIAN R, FENG J. Excellent wear resistance of plasma sprayed amorphous Al_2O_3 - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ ceramic coating[J]. Surface & Coatings Technology, 2017, 326(A): 96-102.
- [11] MTHISI A, POPOOLA P I, ADEBIYI D I, POPOOLA O M. Laser cladding of Ti-6Al-4V alloy with Ti- Al_2O_3 coating for biomedical applications[J]. Materials Science and Engineering, 2018, 350(1): 1-6.
- [12] RAHMANIFARD R, ALIPOUR D. Effect of nanostructured Al_2O_3 - TiO_2 coating on performance of Kevlar Fabric[J]. Modares Mechanical Engineering, 2018, 18(1): 131-140.
- [13] LUO X, YAO Z, ZHANG P, GU D. Al_2O_3 nano-particles reinforced Fe-Al laser cladding coatings with enhanced mechanical properties[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2018, 755: 41-54.
- [14] 王东生, 田宗军, 沈理达. TiAl 合金表面激光重熔 Al_2O_3 -13wt% TiO_2 复合陶瓷涂层组织结构[J]. 航空材料学报, 2008, 28(6): 51-56.
WANG Dong-sheng, TIAN Zong-jun, SHEN Li-da. Microstructure of laser remelted Al_2O_3 -13wt% TiO_2 composite ceramic coatings on TiAl alloy surface[J]. Journal

- of Aeronautical Materials, 2008, 28(6): 51–56.
- [15] 顾冬冬, 沈以赴. 微/纳米 Cu-W 粉末激光烧结体的显微组织[J]. 金属学报, 2009, 45(1): 113–118.
- GU Dong-dong, SHEN Yi-fu. Microstructures of laser sintered micro/nano-sized Cu-W powder[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2009, 45(1): 113–118.
- [16] 花国然, 黄因慧, 赵剑峰. 激光熔覆 Al_2O_3 等离子喷涂陶瓷涂层[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(2): 199–203.
- HUA Guo-ran, HUANG En-hui, ZHAO Jian-feng. Plasma-sprayed ceramic coating by laser cladding of Al_2O_3 nano-particles[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2004, 14(2): 199–203.
- [17] CHATTERJEE A N, KUMAR S, SAHA P. An experimental design approach to selective laser sintering of low carbon steel[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2003, 136(13): 151–157.
- [18] 赵 军. 聚苯乙烯空心微球及其复合材料的制备与性能研究[D]. 武汉: 武汉理工大学, 2009.
- ZHAO Jun. Preparation and properties of polystyrene capsule composites[D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2009.
- [19] 李春华. 聚苯乙烯降解过程研究[D]. 天津: 天津大学, 2006.
- LI Chun-hua. Preparation and properties of poly-styrene capsule composites[D]. Tianjin: Tianjin University, 2006.
- [20] 杨元政, 刘正义. 等离子喷涂 Al_2O_3 -13% TiO_2 陶瓷涂层的组织结构及其耐磨性[J]. 功能材料, 2000, 31(4): 390–392.
- YANG Yuan-zheng, LIU Zheng-yi. The structure and wear resistance of plasma sprayed Al_2O_3 -13% TiO_2 ceramic coating[J]. Functional Materials, 2000, 31(4): 390–392.

Microstructure and properties of 316L micro-porous structure/ Al_2O_3 -13% TiO_2 coating by laser cladding

LIU Shuang¹, TIAN Zong-jun¹, GAO Xue-song^{2,3}, LÜ Fei¹

(1. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China;

2. Shanghai Institute of Optics and Fine Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201800, China;

3. Nanjing Institute of Advanced Laser Technology, Nanjing 210038, China)

Abstract: The nano-agglomerates (Al_2O_3 -13% TiO_2) powders were used as the raw material to prepare the 316L micro-porous structure/ Al_2O_3 -13% TiO_2 composite coating on the surface of Ni625 alloy by laser cladding. The morphology and element distribution of interface between coating and micro-porous layer were analyzed by SEM, XRD and line scanner. The effect of micro-porous structure on bonding strength of the coating was studied. The results show that the combination between the bonding layer and the ceramic layer is the mechanical. The bonding layer is well combined with the ceramic layer under the function of “riveting” of the micro-porous bonding layer, although there is no element diffusion between the interface. Compared with the direct laser cladding Al_2O_3 -13% TiO_2 coating on the surface of Ni625 alloy, the bonding strength of the 316L micro-porous/ Al_2O_3 -13% TiO_2 composite coating is higher, which is increased by 8.7% and the residual stress is lower, which is reduced by 13.6%. The surface coating is composed of α - Al_2O_3 , rutile- TiO_2 and $\text{Al}_2\text{Ti}_7\text{O}_{15}$. The main phase is α - Al_2O_3 .

Key words: Al_2O_3 -13% TiO_2 ; micro-porous bonding layer; residual stress; laser cladding; bonding strength

Foundation item: Project(51605473) supported by the National Natural Science Foundation of China; Project (BK20161476) supported by Natural Science Foundation of Jiangsu Province, China; Project (BE2015029) supported by the Science and Technology Planning Project of Jiangsu Province, China

Received date: 2018-09-20; **Accepted date:** 2019-08-01

Corresponding author: GAO Xue-song; Tel: +86-18012959527; E-mail: gaOXuesong@siom.ac.cn

(编辑 龙怀中)