

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.2015.06.011

超音速火焰喷涂 CoCrW 涂层热震过程中的裂纹扩展行为

吕艳红, 张启富, 吴子健

(中国钢研科技集团有限公司 新冶高科技集团有限公司, 北京 100081)

摘 要: 为研究 CoCrW 涂层的抗冷热冲击性能, 采用 JP5000 型超音速火焰喷涂设备在高温合金表面制备了该涂层, 分析了裂纹在热震过程中的扩展行为。结果表明, 在 800 °C 保温, 25 °C 水淬的热循环条件下, 经过 40 次热震后, 涂层表面均匀地分布着网状裂纹, 截面上存在垂直裂纹, 但未出现涂层脱落现象; 在裂纹与基体、涂层界面交汇处生成了弥散分布的以 Al₂O₃ 为主要成分的氧化物。分析认为, 热应力和组织应力是裂纹产生和扩展的主要驱动力, 但裂纹吸收了热震过程中产生的能量, 避免了应力集中, 有利于提高涂层的抗热震性能。界面处弥散分布的氧化物降低了涂层与基体的结合强度, 热震试验最终的失效形式可能是界面处涂层的剥离。

关键词: 超音速火焰喷涂; CoCrW 涂层; 抗热震性; 裂纹扩展

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)06-0081-07

Extended Behavior of Crack During Thermal Shock Testing of HVOF Sprayed CoCrW Coatings

LV Yan-hong, ZHANG Qi-fu, WU Zi-jian

(New Metallurgical Technology Co., Ltd., China Iron & Steel Research Institute Group, Beijing 100081)

Abstract: To study the thermal shock resistance, the CoCrW coatings were prepared by using the JP5000 HVOF equipment, and the extended behavior of cracks during the thermal shock test under 800 °C high temperature holding and water quenching at 25 °C was analyzed. The results show that after 40 times' thermal cycles there are net cracks evenly distributed around the surface and vertical cracks in the cross section but no delaminating phenomenon on the coating; there exists the main oxide- Al₂O₃ near the interface of substrate, coating and cracks. Thermal stress and transformation stress are analyzed to be the main driving forces for crack growth and propagation, however, the crack absorbed the energy produced during the thermal shock and avoids the stress concentration in the coating, which can be favor of improving thermal shock resistance of the coating. The discretely distributed Al₂O₃ decreases the adhesion strength between the coating and the substrate, and the final failure mode of the thermal shock may be the delamination of the coating at the interface.

Keywords: high velocity oxygen fuel(HVOF); CoCrW coating; thermal shock resistance; crack propagation

0 引 言

CoCrW 涂层是指含有一定数量的 Cr、W、Ni 和少量 C 的 Co 基合金涂层, 此类涂层具有优异的耐高温磨损、高温腐蚀和高温氧化性能^[1], 应用于各种承受高温、磨损、腐蚀、氧化等恶劣工况

条件的零部件表面强化, 如高温下工作的心轴、锻造工具、热轧辊、涡轮机密封件和密封阀、内燃机排气阀及阀座、核电站阀门及各种航空器上^[2]。

CoCrW 涂层的制备方法很多, 常用的工艺包

收稿日期: 2015-07-02; 修回日期: 2015-10-19

通讯作者: 吕艳红(1976-), 女(汉), 高级工程师, 博士; 研究方向: 表面技术; Tel: (010) 6218 2731; E-mail: lyh7680@126.com

网络出版日期: 2015-12-09 08:36; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20151209.0836.030.html>

引文格式: 吕艳红, 张启富, 吴子健. 超音速火焰喷涂 CoCrW 涂层热震过程中的裂纹扩展行为 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 81-87. Lv Y H, Zhang Q F, Wu Z J. Extended behavior of crack during thermal shock testing of HVOF sprayed CoCrW coatings [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 81-87.

括等离子喷焊^[3]、激光熔覆^[4]、电火花沉积^[5]、热喷涂^[6]等。与其它几种工艺方法相比,热喷涂工艺具有基体热影响小、涂层无稀释作用、形成的涂层平整均匀、不改变零件原有形状等优点^[7],逐渐成为 CoCrW 涂层制备技术的研究热点。超音速火焰喷涂(High velocity oxygen fuel, HVOF)是热喷涂技术的一种,该工艺具有超高的焰流速度和相对较低的温度,喷涂过程中活泼元素烧损少,涂层结合强度 >70 MPa,孔隙率 $<1\%$,是较为理想的 CoCrW 涂层制备技术^[8]。

随着航空发动机制造技术的发展,CoCrW 耐磨涂层在发动机关键零部件的应用逐渐得到重视。资料显示,此类涂层在抗微动磨损方面起到了显著的作用^[9-10]。为了满足先进发动机高推力、高工作温度的需要,研究者们对 CoCrW 涂层在 $800\sim 900$ °C 高温环境下的抗氧化、腐蚀性能及其高温磨损性能展开了系列研究^[11-15],为涂层在高温氧化环境下的应用提供了一定的技术支撑。但对于涂层的抗热震性能,尤其是热震过程中裂纹的动态扩展过程鲜有报道。鉴于此,文中以自行研制的 CoCrW 粉末为喷涂材料,采用 JP5000 型 HVOF 喷涂设备在高温合金基体表面制备 CoCrW 涂层,测试了涂层的抗热震性能,研究了热震过程中裂纹的扩展行为,以期涂层在冷热冲击环境下的应用提供实验数据和理论基础。

1 材料及方法

1.1 涂层制备

喷涂使用的粉末为自行研制的 CoCrW 合金粉末,粒径为 $15\sim 45$ μm ,松装密度和流动性分别为 4.7 g/cm^3 和 18 $\text{s}/50$ g ,粉末的微观形貌和化学成分分别见图 1 和表 1。

试验采用规格为 $\Phi 25$ $\text{mm}\times 7$ mm 的镍基高温合金 GH4169 为基体材料(主要成分见表 2),用丙酮除去试样待喷涂表面的污垢和油渍并采用 16 号白刚玉砂进行喷砂粗化处理,使基体的表面粗糙度达到 $Rz 30\sim 60$ μm 。将试样固定在喷涂夹具上后,采用美国 Praxair 的 JP5000 型超音速火焰喷涂设备在试样圆端面喷涂(工艺参数见表 3),喷涂时首先将基体预热至 150 °C 左右,之后开始沉积涂层,喷涂工艺参数见表 3。其中,燃料为航空煤油, O_2 为助燃气体,Ar 为送粉气体。最终涂层沉积厚度为 0.6 mm 。

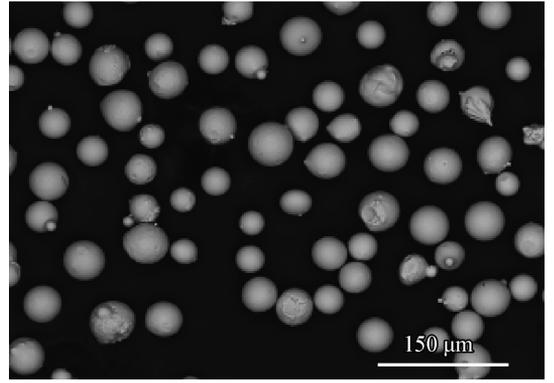


图 1 CoCrW 粉末形貌

Fig. 1 Morphology of the CoCrW powder

表 1 CoCrW 粉末主要化学成分

Table 1 Chemical composition of the CoCrW powder (w/%)

Element	Ni	Cr	W	C	O	Others	Co
Content	11.7	25.1	7.4	0.55	0.02	<1	Bal.

表 2 GH4169 主要化学成分

Table 2 Chemical composition of GH4169 (w/%)

Element	Cr	Mo	Co	C	Al
Content	17-21	2.8-3.3	≤ 1	≤ 0.08	0.3-0.7
Element	Nb	Ti	Others	Ni	
Content	4.75-5.5	0.75-1.15	<1	Bal.	

表 3 涂层制备工艺参数

Table 3 Process parameters of the coating preparation

Parameters	Values
O_2 flow/(L \cdot min ⁻¹)	846
Fuel flow/(L \cdot h ⁻¹)	21
Supply gas(Ar) flow/(L \cdot min ⁻¹)	11
Spraying distance/mm	370
Powder flow/(g \cdot min ⁻¹)	75

1.2 性能测试与表征

1.2.1 结合强度测试

采用 WA-10 型万能拉伸机进行涂层结合强度测试,按照 HB5476《热喷涂涂层结合强度试验方法》中规定的方法进行试样粘结和固化。试验温度为室温,拉伸速度为 2 mm/min ,取 5 个试样的平均值为最终的结合强度。

1.2.2 热震性能测试

采用 RJX-4-13 型箱式高温电炉加热试样,由 DWK-702 型精密高温测温仪测量炉膛温度。试验方法为水淬法,具体过程为:试样随炉升温至 800 ℃,保温 10 min,取出试样放入温度 25 ℃ 的水中冷却,试样干燥后观察涂层表面是否存在裂纹、剥落或翘起现象。如此反复循环直至涂层出现剥落或热震次数达到 40 次,结束试验。

1.2.3 显微组织和成分分析

采用 FEI 公司的 Quanta 650 型扫描电子显微镜观察涂层表面形貌和截面显微组织以及热震过程中裂纹生成及扩展情况,借助能谱(EDS)分析喷涂涂层及热震试验后涂层主要成分的变化。

2 结果与讨论

2.1 显微组织及成分

CoCrW 涂层的表面形貌、截面显微组织及能谱分析结果见图 2。可以看出,涂层致密性非常好,孔隙率 < 1%,涂层截面上弥散分布着非常小的微孔,不存在大孔隙和明显的裂纹;涂层均匀一致,未熔化颗粒含量少,氧化物和夹杂含量较少;涂层和基体之间结合紧密,界面上不存在污染和分离现象。涂层表面存在少量的孔隙、微裂纹和未熔化球形颗粒,但裂纹和孔隙之间未相互连通。涂层中各主要元素的含量与喷涂粉末材料基本相当,只有 W 含量略有降低,可能是

因为 W 元素富集至颗粒边界处形成了碳化物强化相。涂层中的氧含量为 0.51%,高于粉末材料氧含量(0.02%),说明喷涂过程中粉末材料存在氧化现象,但并不严重。

涂层是由一个个基本独立的熔滴经过撞击—扁平变形—冷却凝固堆积而成的层状结构。完全熔融的粒子撞击基体时,向四周扩散形成扁平粒子;若熔滴没有完全熔化,则已熔化部分向外扩散形成薄层,未熔核心留在涂层内部形成带有明显边界的未熔颗粒组织或反弹出去留下空穴。涂层表面或截面上微孔和微裂纹的形成原因包括以下几点^[16]:①未完全熔化粒子不充分扁平化在边界处形成孔隙或裂纹;②粒子凝固时发生收缩,又无多余的液相补充而形成缩孔;③涂层表面的不完全充填重叠和浸润而形成的气孔;④涂层在快速凝固时气体来不及逸出,留在变形粒子内而形成气孔。热喷涂的工艺特点决定了涂层的层状结构以及孔隙的不可避免,喷涂过程中只能通过工艺参数的调整来细化涂层组织并尽可能降低孔隙率,减少缺陷。JP5000 型 HVOF 喷涂设备的特点是燃烧室压力高(达 1.7 MPa),功率大,焰流速度高(2 100 m/s),粉末由燃烧嘴低压区沿径向注入,使得粉末受热均匀、充分。因此所制备的涂层致密性高,与基体结合状态好;粉末熔化充分,颗粒之间搭接紧密,未熔化颗粒和缺陷含量少,组织均匀。

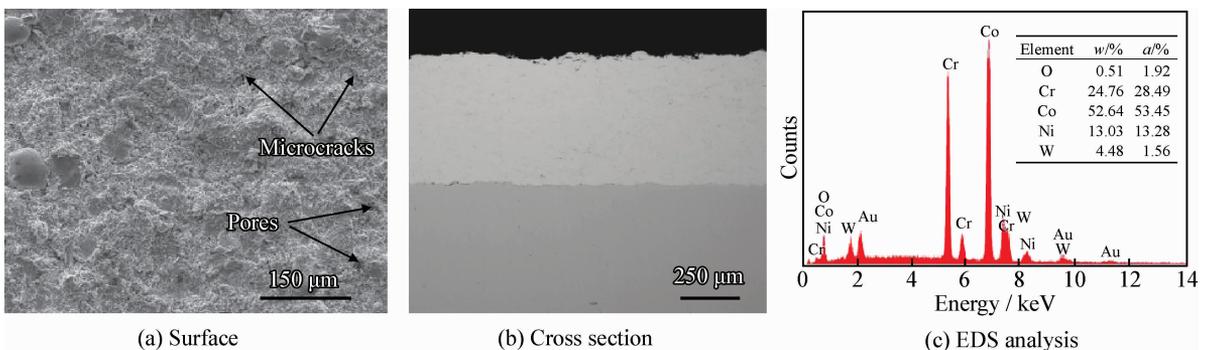


图 2 CoCrW 涂层形貌及能谱

Fig. 2 Morphologies and EDS analysis of the CoCrW coating

2.2 结合强度

涂层结合强度测试结果见表 4 所示。图 3 为拉伸试验前后涂层的表面状态。由测试结果可知,涂层的平均结合强度为 68.2 MPa;断裂大多发生在涂层和基体界面处,未发现层间断裂。

涂层结合强度的影响因素较多,基体表面前处理工艺、粒子束的温度及速度、喷涂距离、喷涂过程中基体温度的控制等工艺参数对涂层与基体的结合状态均有重要影响。在基体前处理工艺满足喷涂要求的前提下,粒子束的温度及速度是影响结

合强度的关键因素,其中粒子速度(动能)的影响更大,粒子碰撞基体时由于具有很大的动能而产生喷丸效应^[17],使涂层的结合强度得到改善。喷涂过程中,工艺参数的选择以粒子束能够以最大的速度沉积到基体表面为目的,并采取控制基体材料的温度,最终获得了满意的结合强度。

表4 涂层结合强度测试结果

Table 4 Adhesion strength of the CoCrW coating

No.	Adhesion strength/MPa	Mean/MPa
1	69.1	
2	68.5	
3	67.7	68.2
4	66.8	
5	69.2	

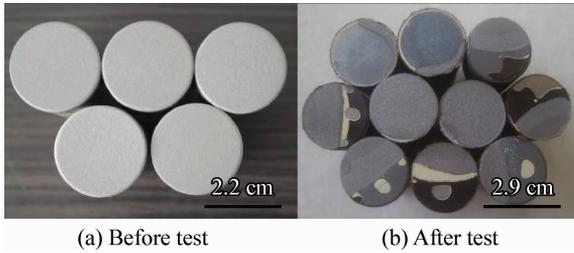


图3 拉伸试验前后涂层的宏观表面状态

Fig. 3 Surface state of the CoCrW coating before and after tensile test

2.3 热震试验结果

图4为涂层热震前后的宏观表面形貌。由图可知,经20次冷热冲击后,涂层表面边缘处开始出现少量细微裂纹,随着试验继续进行,裂纹逐渐向中心延伸并相互连通,最终形成网状裂纹分布于整个涂层表面(表面的白色是水中的矿物质残留所致)。试验结束后,裂纹面积约占涂层面积的5%左右,但未发现涂层脱落。

图5和图6分别为不同热震次数后涂层表面和截面微观形貌。图6(e)为40次热震后400倍电镜下观察到的裂纹扩展特征。试验初期,涂层表面形貌与热震前(图2)相比没有明显变化;经过20次冷热循环后,表面的细微裂纹开始延伸并在小范围内相互连通,但裂纹宽度没有明显变化,所以宏观表面不太明显;在随后的热震过程中,裂纹逐渐呈现粗化趋势,表面形成明显的网状裂纹,直至试验结束,微观表面未发现贯穿整

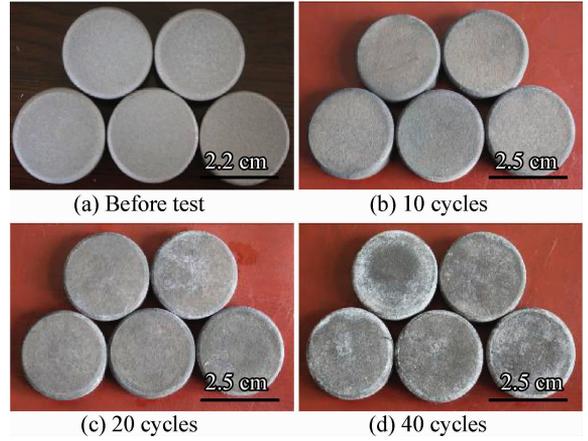


图4 涂层热震前后的宏观表面状态

Fig. 4 Surface state of the CoCrW coating before and after thermal shock test

个涂层面的破坏性裂纹。涂层截面上,10次热震后即存在部分裂纹由表面向基体方向的扩展,涂层与基体界面处生成平行裂纹;之后的试验中,裂纹沿着颗粒的边界继续向基体扩展且逐渐加宽,到达基体后在界面交汇处生成了黑色氧化物(图中A点);试验结束后,涂层内的垂直裂纹密度约为1条/mm,但是不存在层间平行裂纹,界面上弥散分布着黑色氧化物A(面积约为3%),涂层内部存在微量的深灰色组织(图中B点)。

对A点和B点进行能谱分析,结果见图7。由EDS结果可知,A点的主要元素是Al和O,说明黑色氧化物的主要成分是 Al_2O_3 ;B点主要元素含量与喷涂态涂层基本相当,但是氧含量明显增加,说明此处存在氧化现象。

涂层在经受冷热冲击时,由于急冷急热在涂层内部产生的热应力和材料相变引起的组织应力是涂层中裂纹产生和扩展的主要驱动力。热应力主要来自于涂层表面温度急剧变化引起较大的温度梯度以及涂层和基体之间的热膨胀系数的不匹配^[18]。组织应力是由于Co在417℃时发生由高温 γ 相面心立方(fcc)结构向低温 ϵ 相密排六方(hcp)结构的同素异构转变,尽管Ni、C等合金元素的加入有效地减缓了相变速度,起到了稳定fcc相的作用^[19],但相变仍不能完全避免。相变引起了体积变化,从而导致组织应力的产生。这两种应力相互叠加,使涂层内累积了较高的应变能,当应变能超过涂层应变容限时,起源于表面缺陷处的裂纹沿着晶界开裂以降低应变能,从而在涂层内形成垂直裂纹。

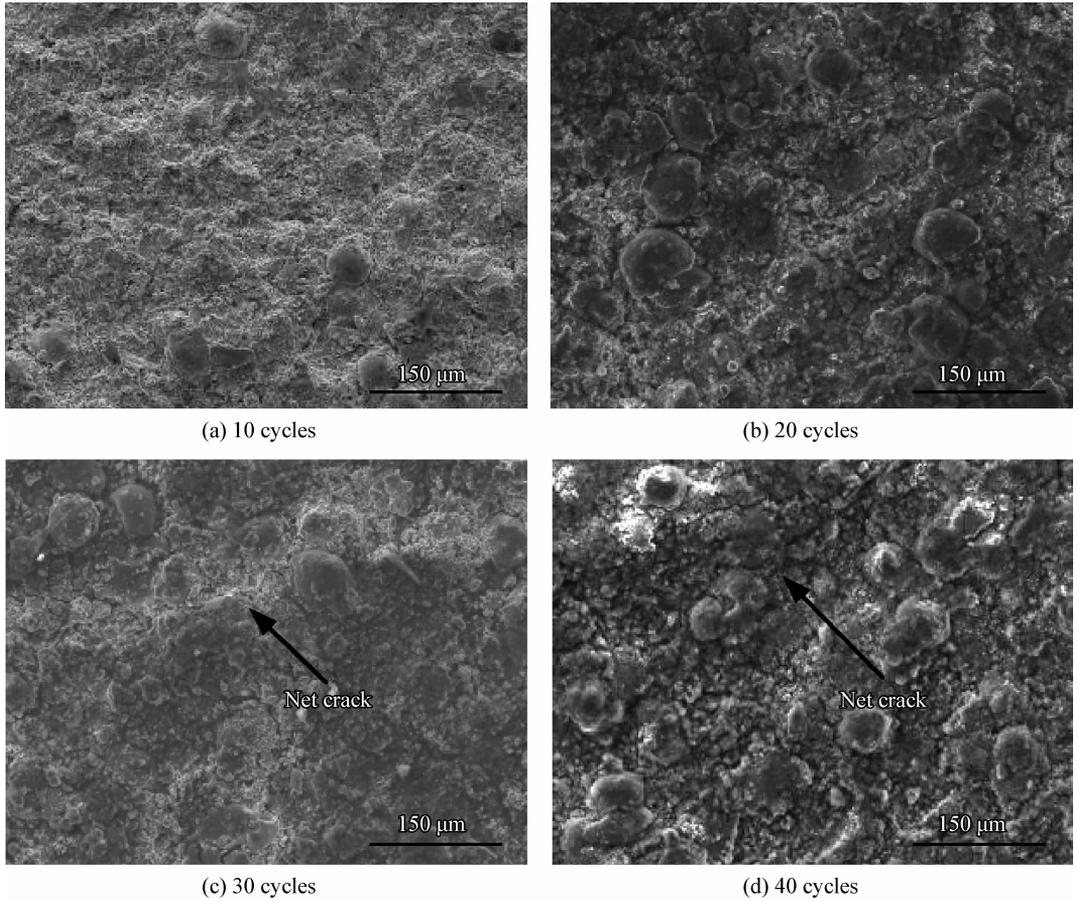


图 5 热震试验后涂层的表面微观形貌

Fig. 5 Surface morphologies of the CoCrW coating after thermal shock test

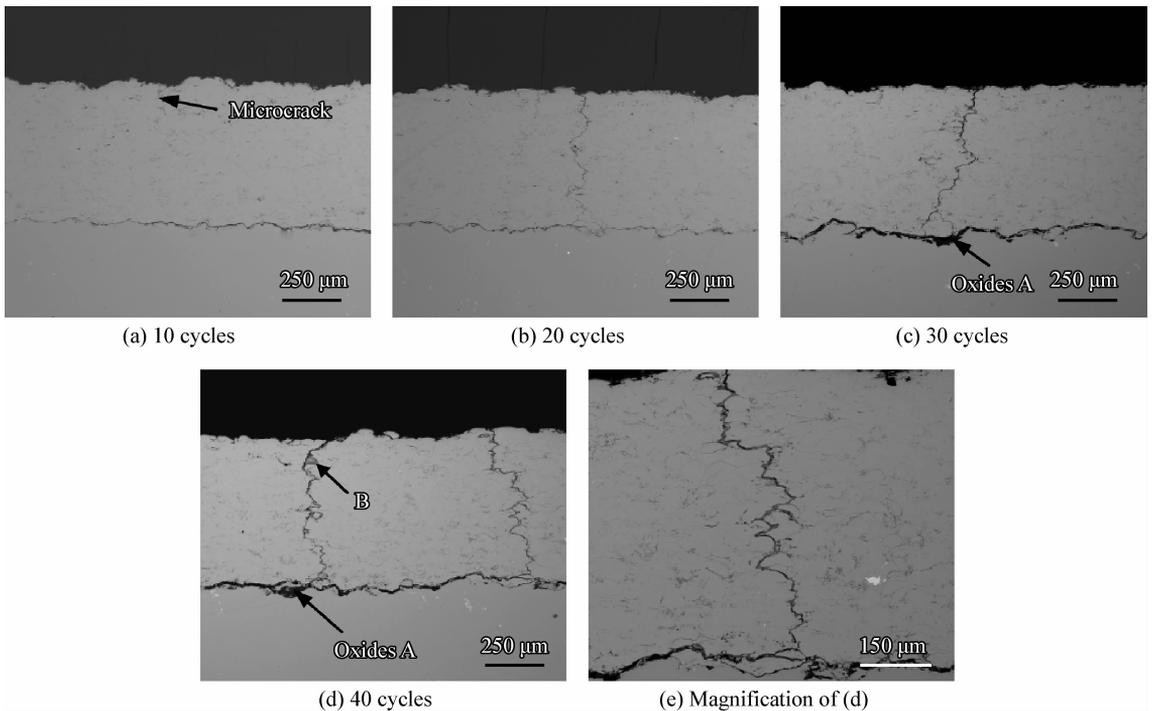


图 6 热震试验后涂层截面显微组织

Fig. 6 Cross section microstructure of the CoCrW coating after thermal shock

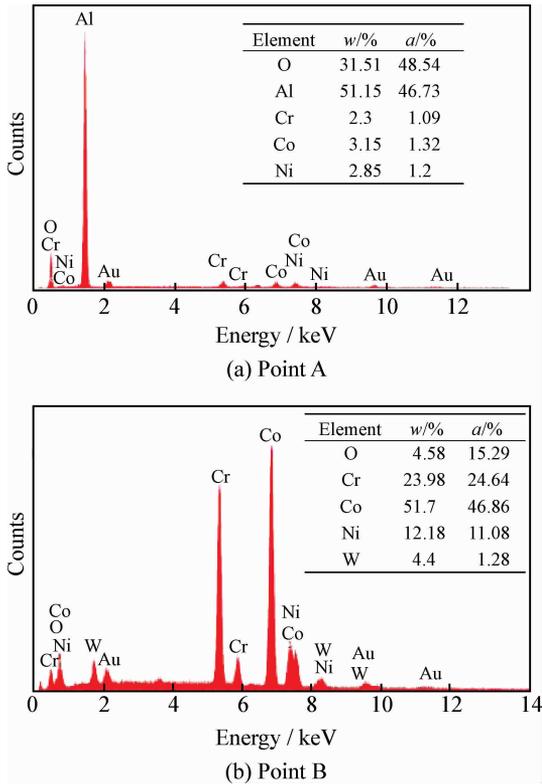


图7 涂层热震后 A、B点的能谱图

Fig. 7 EDS analysis of the point A and B after thermal shock test

涂层表面的网状裂纹主要是由于径向应力的作用,CoCrW涂层的热膨胀系数小于镍基合金基体^[19],在升温过程中,涂层承受径向压应力;冷却过程中,则承受径向拉应力。在极冷极热条件下,很容易出现应力集中而引起涂层开裂,涂层边缘处相较于中心处应力集中程度高,因此裂纹首先从边缘处开始出现。

涂层和基体界面上的平行裂纹是由两者之间的热失配应力引起的。热应力与基体、涂层的热膨胀系数差成正比^[20],热冲击过程中涂层和基体界面两侧热膨胀系数差值最大,产生的热应力也最为集中,导致裂纹生成。由于涂层内部孔隙和裂纹含量非常少,层状结构也不明显,冷热冲击过程中累积的能量不足以使微孔和微裂纹相互连通形成平行裂纹,因此涂层内部未发现平行裂纹。

垂直裂纹和表面网状裂纹的存在吸收了热震过程中产生的能量,缓解了高温急冷急热引起的应力集中,使涂层具有较高的应力容纳能力,一定程度上有利于改善涂层的抗热震性能。平

行裂纹则更易引起层间分离而导致涂层失效,当平行裂纹的长度超过涂层厚度的16倍左右时,涂层即可能发生屈曲失稳剥落^[21],因此应尽量避免平行裂纹产生。降低涂层中缺陷和未熔化颗粒含量、细化涂层组织能够有效防止平行裂纹形成,增加垂直裂纹扩展阻力,延长扩展路径,有利于提高涂层的抗热震寿命。

伴随着裂纹向基体的扩展,氧气的扩散通道被打通,扩散至界面的氧与基体材料中的活泼元素铝发生选择性氧化,生成以 Al_2O_3 为主要成分的氧化物。由于氧的扩散通道受限且高温保持时间短,氧化物只存在于垂直裂纹附近,未形成连续分布状态。涂层中的裂纹、孔隙和颗粒晶界易成为优先腐蚀源,沿裂纹扩散的高温气体遇到此类缺陷,即可发生氧化,但涂层内只存在微量的氧化点,对涂层质量不会产生破坏性影响。界面处弥散氧化物的存在,使得涂层与基体的结合强度大为降低。一方面,界面氧化物的存在使得涂层和基体之间的分离加剧;另一方面,由于涂层、氧化物、基体材料三者之间的热膨胀系数差异较大,在承受反复多次的冷热循环后,界面氧化物处极易成为最早发生破坏的地方,并最终导致涂层剥落失效。因此,应尽量阻止或延缓此类氧化物的生成。

3 结论

(1) 在800℃高温加热、水淬的热循环条件下,40次热震后,涂层表面均匀地分布着网状裂纹,截面上存在垂直裂纹,无平行裂纹生成,也未发现涂层脱落现象。

(2) 由温度梯度和热失配引起的热应力和涂层材料相变产生的组织应力是裂纹产生和扩展的主要驱动力。裂纹的存在吸收了热震过程中产生的能量,使涂层具有较高的应力容纳能力,有利于提高涂层的抗热震性能。

(3) 在裂纹与基体、涂层界面交汇处生成了弥散分布的以 Al_2O_3 为主要成分的氧化物,氧化物的存在降低了涂层与基体的结合强度,容易导致涂层在界面处剥落失效,应采取措施降低氧化物生成速率。

参考文献

- [1] Day J J, Eng B. Gas turbine blade hardfacing process development and microstructural study of the interface [D].

- Ottawa: Carleton University, Master of Applied Science, 2007: 26-38.
- [2] 张淑婷, 马尧, 王辉, 等. 超音速火焰喷涂 CoCrW 耐磨涂层的性能研究 [J]. 热喷涂技术, 2010, 2(3): 49-53.
Zhang S T, Ma Y, Wang H, et al. Study on the properties of HVOF sprayed CoCrW coating [J]. Thermal Spray Technology, 2010, 2(3): 49-53 (in Chinese).
- [3] Birol Y, Kayihan A B. Thermal fatigue testing of plasma transfer arc stellite coatings on hot work tool steels under steel thixoforming conditions [J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2011, 42(11): 3277-3283.
- [4] Gupta D, Mordike B L, Shariff S, et al. Laser surface cladding of EN19 steel with stellite 6 for improved wear resistance [J]. Lasers in Engineering, 2010, 19(5/6): 317-330.
- [5] Chen C J, Wang M C, Wang D S, et al. Characterisations of electrospark deposition Stellite 6 alloy coating on 316L sealed valve used in nuclear power plant [J]. Materials Science & Technology, 2010, 26(3): 276-280.
- [6] Singh H, Sidhu B S, Puri D, et al. Use of plasma spray technology for deposition of high temperature oxidation/corrosion resistant coatings - a review [J]. Materials & Corrosion, 2007, 58(2): 92-102.
- [7] 华绍春, 王汉功, 汪刘应, 等. 热喷涂技术的研究进展 [J]. 金属热处理, 2008, 33(5): 82-87.
Hua S C, Wang H G, Wang L Y, et al. Development on thermal spray technology [J]. Heat Treatment of Metals, 2008, 33(5): 82-87 (in Chinese).
- [8] 路阳, 丁明辉, 王智平, 等. 超音速火焰喷涂研究与应用 [J]. 材料导报, 2011, 25(10): 127-130.
Lu Y, Ding M H, Wang Z P, et al. Research status and application of HVOF [J]. Materials Review A, 2011, 25(10): 127-130 (in Chinese).
- [9] 王璐. 热喷涂技术在先进航空发动机上的应用及前景展望 [J]. 有色金属(冶炼部分), 2008(S1): 7-9.
Wang L. Application and prospect of thermal spray technology in advanced aero engines [J]. Nonferrous Metals (metallurgy), 2008(S1): 7-9 (in Chinese).
- [10] 孙勇汉, 张斌, 陈礼顺. 航空发动机涂层技术研究及进展 [J]. 航空制造技术, 2013(9): 84-87.
Sun Y H, Zhang B, Chen L S. Research and development in coating technology of aeroengine [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2013(9): 84-87 (in Chinese).
- [11] Singh H, Puri D, Prakash S. Cyclic oxidation behaviour of plasma sprayed stellite-6 coated Ni-base superalloys [C]. International Thermal Spray Conference & Exposition (ITSC), 2006: 210-216.
- [12] Sidhu T S, Prakash S, Agrawal R D. A comparative study of hot corrosion resistance of HVOF sprayed NiCrBSi and Stellite-6 coated Ni-based superalloy at 900 °C [J]. Materials Science & Engineering A, 2007, 445: 210-218.
- [13] Jegadeeswaran N, Ramesh M R, Prakrathi S, et al. Hot corrosion behaviour of HVOF sprayed stellite-6 coatings on gas turbine alloys [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 2014, 67(1): 87-93.
- [14] 杨中元, 李学锋, 张彬, 等. 超音速火焰喷涂 CoCrW 涂层的磨损特性 [J]. 热喷涂技术, 2012, 4(4): 31-33.
Yang Z Y, Li X F, Zhang B, et al. Wear characteristics of HVOF sprayed CoCrW coating [J]. Thermal Spray Technology, 2012, 4(4): 31-33 (in Chinese).
- [15] Houdkova S, Kasparova M, Cesanek Z. Wear resistant HVOF coatings for high temperature applications [C]. International Thermal Spray Conference & Exposition (ITSC), 2014: 506-512.
- [16] 黎樵燊, 朱又春. 金属表面热喷涂技术 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2009: 26-31.
Li Q S, Zhu Y C. Thermal spraying on metal surface [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2009: 26-31 (in Chinese).
- [17] Lyphout C, Nysten P, Ostergren L, et al. Relationships between process parameters, microstructure and adhesion strength of HVOF sprayed IN718 coatings [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2011, 20(1/2): 76-82.
- [18] Markocsan N, Nysten P, Wiquen J, et al. Low thermal conductivity coatings for gas turbine applications [J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2007, 12(16): 498-505.
- [19] 刘培生. 钴基合金铝化物涂层的高温氧化行为 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008: 74-77.
Liu P S. High temperature oxidation behavior of aluminium coating on cobalt-base alloy [M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2008: 74-77 (in Chinese).
- [20] 王继东, 王智慧. 等离子喷涂 CeO₂-Y₂O₃ 稳定 ZrO₂ 陶瓷涂层耐高温铁水热震研究 [J]. 中国表面工程, 2010, 23(3): 10-13.
Wang J D, Wang Z H. The thermal molten iron resistance performance of plasma sprayed ZrO₂ stability of CeO₂-Y₂O₃ ceramic coating [J]. China Surface Engineering, 2010, 23(3): 10-13 (in Chinese).
- [21] 何箐, 屈铁, 汪瑞军, 等. DZ40M 合金表面纳米和垂直裂纹结构热障涂层的抗燃气热腐蚀性 [J]. 材料工程, 2014(5): 66-72.
He Q, Qu Y, Wang R J, et al. Gas hot-corrosion resistance of nanostructure and segmentation thermal barrier coatings on DZ40M superalloy [J]. Journal of Materials Engineering, 2014(5): 66-72 (in Chinese).