

等离子喷涂 ZrC 涂层耐烧蚀性能与机理研究

文 波, 马 壮, 柳彦博, 王富耻, 才鸿年

(北京理工大学 冲击环境材料技术重点实验室, 北京 100081)

摘 要: 采用等离子喷涂工艺在 C/SiC 基体材料表面制备了较为致密的 W 粘结层和 ZrC 耐烧蚀涂层, 利用氧乙炔火焰测试其抗烧蚀性能。结果表明: 涂层具有良好的抗烧蚀性能。经烧蚀距离 30 mm 的氧乙炔烧蚀 300 s 后, 涂层的质量烧蚀率为 $1.7 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$, 仅为无涂层试样的 68%; 线烧蚀率为 $4.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$, 仅为无涂层试样的 30%。随着烧蚀距离的减小, 涂层的质量烧蚀率不断增大, 线烧蚀率不断减小。试样表面温度梯度导致涂层存在 3 种典型烧蚀形貌, 中心致密区, 过渡区以及边缘疏松区。温度较高的中心区氧化产物为 WO_3 , 其发生熔融并填充涂层内部孔隙和裂纹, 形成致密层, 且与 ZrO_2 所产生的协同效应有效降低了机械剥蚀几率, 烧蚀以热化学烧蚀为主; 温度较低的边缘区烧蚀产物未发生熔融且呈现疏松状, 烧蚀主要表现为热化学烧蚀和机械剥蚀。

关键词: C/SiC 复合材料; 耐烧蚀; 等离子喷涂; ZrC

中图分类号: TG332

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2015)11-2782-06

C/SiC 复合材料具有高比强度、耐磨损以及优异的高温力学性能等一系列优点, 广泛应用于航空、航天领域^[1-3], 如火箭发动机喷管、航天飞机端头帽和机翼前缘等结构部件。但当服役温度高于 1650 °C 时, SiC 发生活性氧化而不断耗损, 碳纤维暴露在外而不断被氧化, 这将使复合材料结构弱化, 强度和其他力学性能急剧衰减。因此, 提高 C/SiC 复合材料抗氧化耐烧蚀性能是保持其良好的使用性能的前提和关键。

ZrC 具有高熔点(3540 °C)、高强度、高硬度、良好的耐蚀、耐热冲击和高温力学性能, 是一种优良的抗烧蚀候选材料^[4]。国内外研究人员提出采用 ZrC、HfC、TaC 等难熔碳化物涂层来提高 C/SiC 复合材料抗氧化性能、降低烧蚀率以使其能够承受更高温度。Choury 指出, 喉衬材料要承受 3700 °C 以上的温度, 必须添加 ZrC 等难熔金属碳化物^[5]。国内外也开展了采用 ZrC 材料来提高复合材料耐烧蚀性能的研究^[6-8]。目前, ZrC 涂层常用制备技术主要为化学气相沉积(CVD)、物理气相沉积(PVD)、化学气相反应(PVR), 其中, 以 CVD 研究较为成熟^[9, 10]。但 CVD 技术的设备要求高、周期长以及成本高等缺点极大的限制其大规模应用。等离子喷涂以工件尺寸限制小、在大气环境下可以制备较致密涂层、沉积效率高、成本低等优势已广泛应用于高温热障涂层领域^[11]。但是, 采用等离子喷涂技术来制备 ZrC 涂层的研究国内外尚未见报道。

W 具有超高的熔点, 较低的蒸气压, 良好的高温强度和韧性。目前, 等离子喷涂 W 已经广泛应用于耐烧蚀领域, 如火箭发动机喉衬^[12-14]。哈工大周玉等人研究表明^[15, 16], W 与 ZrC 具有良好的相容性, 二者复合能有效提高力学性能和耐烧蚀性能。Mostafa Roosta^[17]研究发现 W/ZrC 的力学性能以及耐烧蚀性能均明显高于传统的 W/Cu 喷管材料。Zhang^[18]采用 DCP 法 (Displacive Compensation of Porosity) 制备 ZrC/W 复合材料, 研究表明其具有良好的耐烧蚀性能, 经氧乙炔火焰烧蚀 30 s 后质量烧蚀率和线烧蚀率较低, 分别约为 0.0012 g/s 和 0.0033 mm/s。此外, W 的热膨胀系数较低, 约为 $4.6 \times 10^{-4} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, 作为粘结层, 有望缓和 C/SiC 复合材料与 ZrC 耐烧蚀层热膨胀系数的不匹配, 降低涂层内部由于热应力所产生的缺陷以及提高涂层与基体的结合强度。本研究采用大气等离子喷涂制备了 W 粘结层/ZrC 耐烧蚀面层的涂层结构, 分析讨论了涂层的组织结构, 以及涂层在氧乙炔火焰烧蚀下的耐烧蚀性能和烧蚀防护机理。

1 实 验

C/SiC 复合材料试样尺寸为 $\Phi 25.4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, 采用 200#砂纸打磨使其表面粗化, 经超声波清洗后 120 °C 烘干使用。喷涂采用 Praxi-air-Tafa 公司 5500 型大气等离子喷涂设备, 喷枪选为 SG-100。喷涂粉末采

收稿日期: 2014-11-08

基金项目: 新世纪优秀人才支持计划 (NCET-13-0788)

作者简介: 文 波, 男, 1985 年生, 博士生, 北京理工大学材料科学与工程学院, 北京 100081, E-mail: Bob_wen@bit.edu.cn

用机械团聚 ZrC 粉、W 粉，粒径均过筛至 50~100 μm，纯度为 99.5 %。依次喷涂 W 粘结层，厚度为 0.1 mm；ZrC 耐烧蚀面层，厚度为 0.1 mm。具体喷涂工艺参数如表 1 所示。

采用氧乙炔火焰对试样表面进行烧蚀。烧蚀时间为 300 s，烧蚀距离为 30~70 mm，随烧蚀距离的改变，烧蚀温度介于 2000~3000 °C。测定试样的质量烧蚀率和线烧蚀率，评价其耐烧蚀性能，测量取 3 块试样的平均值。质量烧蚀率和焰流中心烧蚀位置线烧蚀率分别按下式计算：

$$R_m = \frac{(m_0 - m_1)}{t} \quad (1)$$

$$R_d = \frac{(d_0 - d_1)}{t} \quad (2)$$

式中， R_m 和 R_d 分别为样品的质量烧蚀率和线烧蚀率； m_0 和 m_1 分别为烧蚀前后样品的质量(g)； d_0 和 d_1 分别为烧蚀前后样品的厚度(mm)； t 为烧蚀时间(s)。

采用 SEM (JSM-5600LV) 观察涂层微观形貌，EDS (INCA300) 能谱分析涂层微区成分，XRD (D/max-rB) 分析涂层物相组成。

2 结果与分析

2.1 涂层相组成

图 1 为 ZrC 原始粉末和等离子喷涂制备的 ZrC 涂层的 XRD 图谱。分析发现，原始粉末纯度较好，均为 ZrC 相；喷涂态涂层物相主要为 ZrC，也存在少量的 ZrO₂ 相。这是因为在大气等离子喷涂过程中，惰性等离子体焰流卷入空气，ZrC 颗粒经高温等离子体加热后与空气中的氧气接触而发生了微量氧化，但从图中衍射峰高度对比可知 ZrO₂ 含量极少。

2.2 涂层微观形貌

图 2 为等离子喷涂制备的 ZrC 涂层表面及截面形貌。由图 2a 可知，涂层表面存在一定的起伏，呈现典型的等离子涂层特征，同时观察到涂层表面存在较小的孔隙，但并未发现明显的裂纹和大的孔洞，整体较为致密。

截面形貌如图 2b 所示，由下至上依次为 C/SiC 复合材料基体，W 粘结层，ZrC 耐烧蚀表层。整个涂层

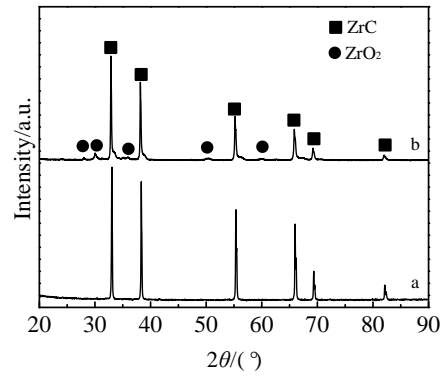


图 1 原始粉末及喷涂态 ZrC 涂层的 XRD 图谱
Fig.1 XRD patterns of ZrC powder (a) and ZrC coating (b)

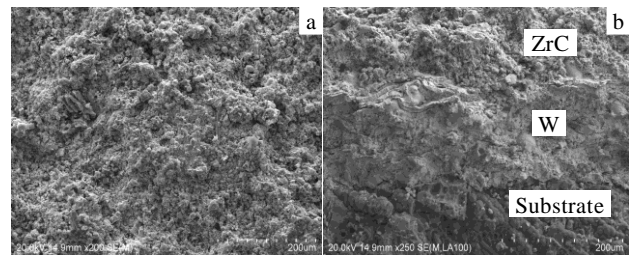


图 2 等离子喷涂制备 ZrC 涂层的表面和截面形貌
Fig.2 SEM images of surface (a) and cross-section (b) of ZrC coating prepared by plasma spraying

厚度均匀且致密，W/ZrC 之间结合紧密，无明显的层间界面及贯穿裂纹存在，这说明了 ZrC 与 W 涂层之间具有良好的物理化学相容性。W 涂层与基体的结合以机械镶嵌方式为主，基本无冶金结合，即 W 基本不与 C/SiC 复合材料基体反应。这是因为等离子喷涂过程中，沉积凝固时间十分短（微秒级），二者反应的时间极短；另外，C/SiC 复合材料基体的导热和散热较好，热量不容易在基体上堆积，作用温度低。

从图中也可看出，W 粘结层呈现典型的片层结构，而外层 ZrC 呈现颗粒堆积结构。因为等离子喷涂技术是采用等离子电弧作为热源，将陶瓷、合金、金属等材料加热到熔融或半熔融状态，并以高速喷向经过粗化处理的工件表面而形成附着牢固的表面层的方法，所以在等离子电弧中粉体颗粒的熔融状态将直接影响粉体的变形能力以及涂层的沉积质量。由于金属 W 的热导率较 ZrC 高，粉体颗粒受热均匀，使颗粒整体（心部和表面）均达到熔融状态，因此撞击基体后铺展变形能力较 ZrC 强，形成如图所示的片层结构特征。ZrC 颗粒由于表面与心部熔融程度不同，再加上材料本身脆性较大，因此粉体颗粒撞击基体时变形能力不佳，而呈现颗粒堆积状态。由于 ZrC 颗粒表面熔融状态

表 1 等离子喷涂工艺参数
Table 1 Plasma spraying parameters

Powder materials	Current/A	Main gas/L min ⁻¹	Assisted gas/L min ⁻¹	Carrier gas/L min ⁻¹	Powder feeding rate/r min ⁻¹
W	800	43	15	5	3
ZrC	900	43	20	5	3

好，因此颗粒之间依然能够较好的相互搭接粘合，形成连续的涂层。

2.3 烧蚀性能

对试样进行不同氧乙炔火焰烧蚀距离下烧蚀，结果如表 2 所示。随着烧蚀距离的减小，涂层的质量烧蚀率增大，而线烧蚀率降低。当氧乙炔烧蚀距离由 70 mm 减至 30 mm 时，涂层质量烧蚀率由 $1.1 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$ 升至 $1.7 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$ ，线烧蚀率由 $7.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$ 降至 $4.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$ 。在烧蚀距离为 30 mm，ZrC 涂层质量烧蚀率为 $1.7 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$ ，为无涂层试样的 68%；线烧蚀率为 $4.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$ ，为无涂层试样的 30%，说明 ZrC 涂层提高了 C/SiC 复合材料的耐烧蚀性能。

烧蚀是高温高速燃气对材料作用后，材料发生物理化学反应和机械冲刷的一种复杂现象。材料的耐烧蚀性能不仅受其本身物性参数的制约，而且还受其对应烧蚀产物以及烧蚀产物结合强度的影响。氧乙炔火焰烧蚀过程中，以燃流中心位置温度最高，烧蚀效应最为显著，线烧蚀率变化也最为明显。

当烧蚀距离为 70 mm 时，试样中心区域烧蚀形貌如图 3a 所示，可见该区域较疏松，且存在微裂纹以及较大的孔隙。分析认为在烧蚀的过程中，ZrC 氧化生成的 ZrO_2 发生了体积膨胀，促使涂层内部出现应力，从而产生微裂纹，导致氧化层与原始涂层的结合强度较低，这种情况对涂层的抗氧化性能是不利的，不仅为氧气向涂层内部传输提供了扩散通道，另外烧蚀产物也更容易被燃流所剥落，而留下图 3a 所示的孔洞，因此涂层具有较高的线烧蚀率。随着烧蚀距离不断减小，氧乙炔对涂层的烧蚀温度效应和力学效应不断增大，但是涂层线烧蚀率反而降低。当烧蚀距离为 30 mm 时，涂层具有较低的线烧蚀率。如图 3b 所示，涂层表面呈现明显的熔融特征，且无裂纹和孔隙。分析认为在该烧蚀条件下，烧蚀产物发生了熔融，在表面张力和燃流共同作用下，熔体粘附于表面同时沿焰流方向发生粘性流动，填充涂层表面的孔隙，愈合烧蚀过程中所产生的裂纹，促使涂层表面由起伏不平向光滑平整转变，极大地提高了涂层表面致密度，大幅降低了涂层的氧化速度以及涂层的机械剥落几率。

表 2 C/SiC 复合材料及 ZrC 涂层的氧乙炔火焰烧蚀性能
Table 2 Ablation properties of C/SiC composites and C/SiC composites with ZrC coating

Distance/mm	Coating	$R_d / \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$	$R_m / \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$
70	ZrC	7.0	1.1
50	ZrC	4.0	1.4
30	ZrC	4.0	1.7
30	No	0.14	2.5

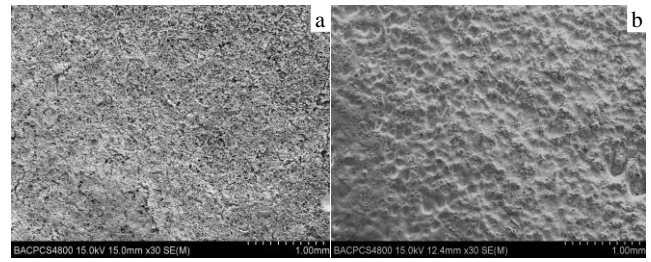


图 3 不同距离烧蚀后试样表面形貌

Fig.3 Surface SEM image after ablation: (a) 70 mm and (b) 30 mm

由以上分析可知，随着烧蚀距离的减小，涂层的线烧蚀率也减小，但是涂层的质量烧蚀率变化规律却不同，随着烧蚀距离减小，涂层质量烧蚀率增大。分析认为这与氧乙炔烧蚀区域、冲刷剥蚀作用以及试样熔融致密区域大小等有关。在烧蚀距离为 70 mm 条件下，作用于样品表面的氧乙炔火焰温度相对较低，涂层表面烧蚀氧化区域小，同时氧乙炔对涂层烧蚀的力学效应小，力学剥蚀量少，因此，质量烧蚀率较低。随着烧蚀距离不断减小，作用于样品表面的氧乙炔火焰温度升高，样品表面更大的范围满足了氧化烧蚀和燃流冲刷剥落的条件。尽管样品中心部位产生了粘性流体愈合裂纹的现象，但其余部位的表面冲刷烧蚀产生的剥蚀作用效果更为明显，因此样品整体质量烧蚀率出现随烧蚀距离减小而增大的现象。在烧蚀距离为 30 mm 时，涂层的质量烧蚀率最大。

2.4 烧蚀机理

由于氧乙炔火焰中心温度和边缘温度有差异，因此，试样表面具有一定的温度梯度，烧蚀后表面形貌也有一定差异，如图 4 所示，不同烧蚀条件下，涂层表面均呈现以下 3 个典型区域，即边缘区(i)、过渡区

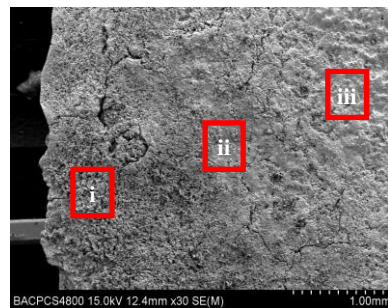


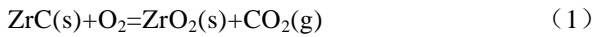
图 4 氧乙炔 30 mm 烧蚀 300 s 后试样表面形貌

Fig.4 Surface SEM image of ZrC coating after ablation for 300 s at a distance of 30 mm: (i) the central region, (ii) the transition region, and (iii) the border region

(ii)和中心区(iii)。3 个区域不同程度地出现了裂纹，以边缘区裂纹尺寸最为宽大，从边缘区到中心区，涂层裂纹数量和宽度逐渐减少并变窄，且涂层整体由疏松颗粒状趋于致密。

2.4.1 边缘烧蚀区域 (i)

针对图 4 中的 (i) 区域裂纹来讲，其主要由高温氧乙炔热冲击作用所致。非裂纹区域如图 5a 所示，观察发现该区域表面较为疏松，由许多不规则颗粒和大孔隙所组成，颗粒之间结合较差。通过图 5b 的 EDS 分析可知，烧蚀后该区域主要元素为 Zr、W、O，可推断出产物为 ZrO₂ 和 WO₃ 混合物，可能发生的反应如下^[15]：



当烧蚀开始时，氧化性气体与涂层接触，反应(1)发生，由于 ZrC 原位氧化烧蚀成 ZrO₂ 而发生体积膨胀，导致涂层变得疏松，氧气易通过疏松结构进入涂层内部，由于涂层内部氧分压较低，反应(2)发生，由于生成物 WO₂ 是一种易挥发的物质，随之反应(3)发生，当 WO₂ 挥发至涂层表面时，由于外界氧气浓度大，反应(4)发生，最终冷却后涂层表面为 ZrO₂ 与 WO₃ 的混合相。另外，由于涂层自身结合强度以及烧蚀产物与涂层之间的粘附力较弱，部分烧蚀产物与 ZrC 颗粒被氧乙炔冲刷剥蚀而形成较大的孔隙。

2.4.2 中心烧蚀区域 (iii)

图 6 为烧蚀中心区域形貌照片以及能谱分析结

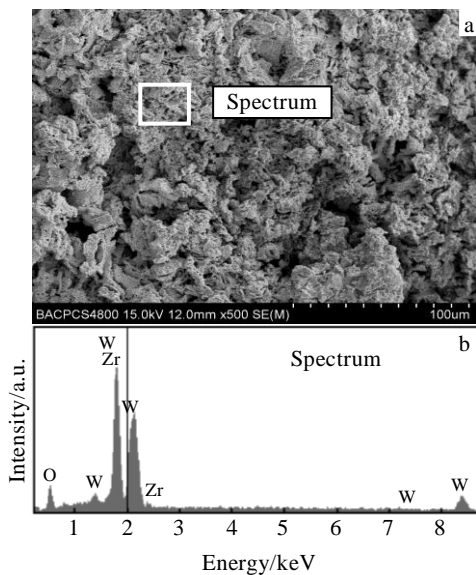


图 5 烧蚀边缘区表面形貌与能谱分析

Fig.5 SEM image (a) and EDS spectrum (b) of brim ablation region

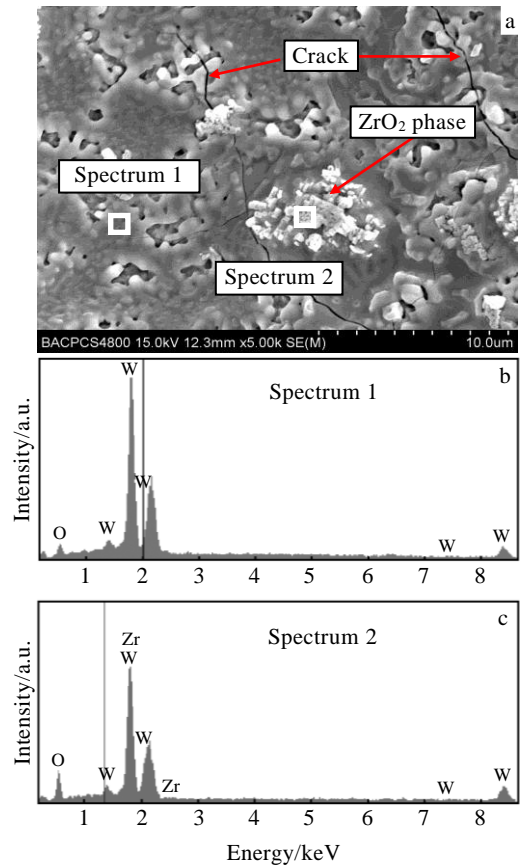


图 6 烧蚀中心区表面形貌及能谱分析

Fig.6 SEM image (a) and EDS spectrum (b, c) of brim ablation region of center ablation region of ZrC coating

果。观察发现中心区域表面呈现显著的熔融再结晶形态，伴随有未熔融组织，涂层致密性较原始涂层好，但仍存在一些微孔，内部有微裂纹出现。

进一步通过能谱分析可知，再结晶物质为 WO₃，未熔融组织为 ZrO₂。由于该区域烧蚀温度最高且达到了 WO₃ 的熔点，表面烧蚀产物 WO₃ 熔化并在表面张力作用下依附于 ZrO₂ 层，高熔点 ZrO₂ 组织起着骨架支撑的作用。熔融 WO₃ 具有较好的流动性，容易在涂层表面形成一层液态薄膜，随燃流冲刷流动弥补涂层表面缺陷，愈合涂层裂纹和孔隙，由于烧蚀时间仅为 300 s，愈合并不充分，涂层还存在较多微孔隙，部分的 ZrO₂ 组织未被覆盖完全而露出端头呈现镶嵌形貌。

本烧蚀试验为连续烧蚀环境，即涂层持续在高温燃气作用下至一定烧蚀时间，这种条件下 WO₃ 将始终保持熔融状态并能充分有效愈合涂层表面孔隙、裂纹等缺陷，此时的 ZrO₂ 作为骨架、WO₃ 作为填充熔体，二者的协同作用可降低燃流对涂层的机械剥蚀几率，

致密的结构有利于抑制进一步氧化, 提高涂层整体的耐烧蚀性能。但如果试验过程中存在烧蚀-冷却的循环作用过程, 则涂层必然经历高温熔融到低温冷凝过程, 由于快速冷却产生的热应力易使 WO_3 在凝固过程产生裂纹, 不仅影响涂层整体的致密度, 而且还可能导致涂层层裂或者剥落。

2.4.3 过渡烧蚀区域 (ii)

图 7 为试样氧乙炔火焰烧蚀后过渡区域表面形貌照片。涂层表面较为平整, 但存在许多颗粒物, 这是因为氧化产物被机械剥蚀所致; 涂层内部存在一些裂纹, 这是由于涂层的热膨胀系数不匹

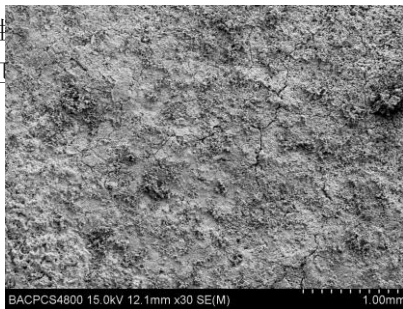


图 7 烧蚀过渡区表面形貌

Fig.7 SEM image of transition ablation region

3 结 论

1) 采用等离子喷涂可在 C/SiC 复合材料表面制备较为致密的 W 粘结层、ZrC 耐烧蚀层的复合涂层。在氧乙炔火焰冲刷条件下, 涂层具有良好的抗烧蚀性能, 在烧蚀距离为 30 mm, 经 300 s 烧蚀后, ZrC 涂层质量烧蚀率为 $1.7 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$, 仅为无涂层试样的 68%; 线烧蚀率为 $4.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$, 仅为无涂层试样的 30%。随着烧蚀距离的减小, 涂层的质量烧蚀率不断增大, 线烧蚀率不断减小。

2) 试样表面烧蚀温度梯度的存在导致涂层冷却形成 3 种明显烧蚀形貌, 即中心致密区、过渡区以及边缘疏松区。温度较高的中心区氧化产物 WO_3 发生熔融并填充涂层内部孔隙和裂纹, 形成致密层, 且与 ZrO_2 产生协同效应有效降低了机械剥蚀几率, 烧蚀以热化学烧蚀为主; 温度较低边缘区烧蚀产物未发生熔融且呈现疏松形态, 烧蚀主要表现为热化学烧蚀和机械剥蚀。

参考文献 References

- [1] Zhou Changcheng(周长城), Zhang Changrui(张长瑞), Hu Haifeng(胡海峰). *Journal of National University of Defense Technology*(国防科技大学学报)[J], 2008, 30(2): 41
- [2] Schmidt S, Beyer S, Knabe H *et al.* *Acta Astronaut*[J], 2004, 55: 409
- [3] Xiang Hua, Xu Yongdong, Zhang Litong *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2006, 55: 339
- [4] Pierson H O. *Handbook of Refractory Carbides and Nitrides: Properties, Characteristics, Processing and Applications*[M]. Westwood, NJ: William Andrew Publishing/Noyes, 1996: 68
- [5] Choury J J. *Carbon- Carbon Materials for Nozzles of Solid Propellant Rocket Motors*[R]. California: Societe Europeene de Propulsion, 1976
- [6] Tong Qingfeng, Shi Jingli, Song Yongzhong *et al.* *Carbon*[J], 2004, 42(12): 2495
- [7] Zhao Dan, Zhang Changrui, Hu Haifeng *et al.* *Composites Science and Technology*[J], 2011, 11(28): 1392
- [8] Shen Xuetao, Li Kezhi, Li Hejun *et al.* *Carbon*[J], 2010, 48: 344
- [9] Zhang Bifeng(张笔峰), Li Wei(李伟), Wang Song(王松) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 45
- [10] Sun Wei, Xiong Xiang, Huang Baiyun *et al.* *Carbon*[J], 2009, 27: 3365
- [11] Pature N P, Gell M, Jordan E H. *Science*[J], 2002, 296: 280
- [12] Avijit Mondal, Anish Upadhyaya, Dinesh Agrawal. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(2): 301
- [13] Xie Huizhen(解惠贞), Li Ruizhen(李瑞珍), Cui Hong(崔红) *et al.* *Journal of Solid Rocket Technology*(固体火箭技术)[J], 2012, 35(6): 812
- [14] Xu Xuan(徐玄), Wang Yueming(王跃明), Xiong Xiang(熊翔) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(6): 1435
- [15] Song Guiming(宋桂明), Wang Yujin(王玉金), Zhou Yu(周玉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2001, 30(4): 101
- [16] Wang Yujin(王玉金), Zhou Yu(周玉), Song Guiming(宋桂明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(5): 830
- [17] Mostafa Roosta, Hamidreza Baharvandi. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2010, 28(5): 587
- [18] Zhang Shouming, Wang Song, Li Wei *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(33): 8327

Ablation Resistant Properties and Mechanism of ZrC Coating Deposited by Plasma-Spraying

Wen Bo, Ma Zhuang, Liu Yanbo, Wang Fuchi, Cai Hongnian

(Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, China)

Abstract: The comparatively dense W bonding layer and ZrC ablation-resistant layer were deposited by plasma spraying on C/SiC composite substrate. The ablation resistant properties were tested by oxyacetylene flame. The results show that the coatings have good ablation resistant properties. Ablated by oxyacetylene for 30 mm and 300 s, the mass ablation rate of ZrC coating is $1.7 \times 10^{-3} \text{ g s}^{-1}$, only 68% of uncoated specimens; linear ablation rate is $4.0 \times 10^{-4} \text{ mm s}^{-1}$, only 30% of uncoated specimens. With decreasing the ablation distance, the coating mass ablation rate increases, and the linear ablation rate decreases. Because of the temperature gradient caused by the oxyacetylene on the surface of the sample, the coating forms three kinds of ablation apparent morphology after ablation, including the central dense area, the transition area and the edge of loose area. In the central region, WO_3 is melted due to high temperature, and effectively fills in the holes and cracks of the coating. In the end, a dense layer is formed, whereupon reducing the mechanical denudation, and the thermochemical corrosion plays a major role. In the marginal area, the ablation products are not melted due to low temperature and they are loose. The anti-ablation forms are mainly thermochemical corrosion and mechanical erosion.

Key words: C/SiC composite; ablation resistance; plasma spray; ZrC

Corresponding author: Ma Zhuang, Ph. D., Professor, Laboratory of Science and Technology on Materials under Shock and Impact, Beijing Institute of Technology, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-68911144, E-mail: hstrong929@bit.edu.cn