

# DZ125 合金表面 Ce-Y 改性铝化物渗层的组织及抗冲蚀性能

李涌泉<sup>1,2</sup>, 唐 宾<sup>2</sup>, 耿桂宏<sup>1</sup>, 林乃明<sup>2</sup>, 侯俊峰<sup>1</sup>, 秦 春<sup>1</sup>

(1. 北方民族大学, 宁夏 银川 750021)

(2. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

**摘 要:** 通过扩散渗法在 DZ125 合金表面制备了 Ce-Y 联合改性铝化物渗层, 分析了共渗层的结构及相组成, 并对其组织形成机理和抗冲蚀性能进行了研究。结果表明: 1000 °C/2 h 下所制备的 Al-Ce-Y 共渗层具有多层结构, 由外向内依次为 NiAl 和少量 Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 组成的外层, Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 内层及富 Al 的互扩散层, Ce、Y 元素主要集中在共渗层的外层, 起到细化晶粒及促渗的作用。固体粒子冲蚀结果表明: Al-Ce-Y 共渗显著的提高了 DZ125 合金在小攻角下的抗固体粒子冲蚀性能, 冲蚀机理为犁削和切削损伤; 随着攻角的增大, Al-Ce-Y 共渗层的冲蚀率逐渐增大, 冲蚀机理向脆性断裂和疲劳破坏转变, 当攻角为 90°时, 其冲蚀率高于 DZ125 基体。

**关键词:** DZ125 合金; Al-Ce-Y 共渗; 显微硬度; 固体粒子冲蚀

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3388-06

DZ125 镍基合金广泛应用于航空发动机叶片, 其在服役过程中受到高温、高压和固体粒子的冲蚀容易失效<sup>[1]</sup>, 由于上述失效均发生在材料的表面, 因此表面改性技术是提高 DZ125 合金抗高温耐冲蚀性能的有效途径。在各种表面改性技术中, 包埋渗技术作为一种化学气相沉积技术, 具有方法简单、成本低廉, 所制备的涂层与基体合金之间结合力强等系列优点, 已被广泛应用于铝化物、硅化物等高温涂层的制备<sup>[2,3]</sup>。

在 DZ125 合金的防护涂层中, Si 元素易与基体合金形成低熔点的 SiNi 相(966 °C)<sup>[4]</sup>, 使涂层保护性能变差, 而 Al 元素能够与基体合金形成具有高熔点、低密度、良好热稳定性的 AlNi 相, 适合作为 DZ125 合金表面兼顾抗高温耐冲蚀性能的保护膜层。但是, 单一的 AlNi 涂层脆性大, 在服役过程中内部易出现裂纹而失去保护性, 而优良的耐冲蚀性能需要涂层同时具备良好的硬度和韧性<sup>[5]</sup>。已有的研究表明, 稀土元素 Ce、Y 在提高涂层的致密性及与基体的结合力, 降低合金的氧化速率等方面有显著地效果<sup>[6,7]</sup>。Lin<sup>[8]</sup>等制备了不同类型稀土改性的铬化物涂层, 发现稀土的添加能够显著增加膜层的结合力。Tian<sup>[9]</sup>等制备了 Y 改性的硅化物涂层, 发现较单纯的渗硅涂层相比, 稀土 Y 的添加能显著改善涂层的抗高温氧化性能。

本研究采用包埋渗的工艺在 DZ125 合金表面制备 Ce-Y 改性铝化物渗层, 研究渗层的组织结构, 探讨渗

层的抗冲蚀性能。

## 1 实 验

基体采用 DZ125 镍基高温合金, 其成分 (质量分数, %) 为 0.09C-8.9Cr-10.0Co-7.5W-1.6Mo-5.3Al-0.8Ti-3.8Ta-1.5Hf-0.015B-Ni 余量; 用线切割的方法从母合金中切取 30 mm×20 mm×3 mm 的试样, 将试样表面逐级打磨至 1000# 水砂纸, 丙酮中超声波清洗后烘干备用。

共渗层的制备采用扩散渗法, 在 YTH-5-12A 箱式电阻炉内进行, 渗剂组分为 15Al-1Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-1Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-7NH<sub>4</sub>Cl-76Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (质量分数, %), 将配置好的渗剂混合后经 4 h 的球磨细化。实验时将待渗试样埋入装有渗剂的刚玉坩埚中, 用高温粘结剂密封坩埚盖后放入电阻炉内加热, 以 15 °C/min 的速率升温至 1000 °C, 保温 2 h 后将坩埚取出空冷至室温。

固体粒子冲蚀实验依据美国材料试验学会 ASTM-G76 标准<sup>[10]</sup>在自行研制的喷射式固体粒子冲蚀试验机上进行, 其工作原理见文献[10]。实验在室温下的空气下进行, 喷嘴内径 0.52 mm, 喷嘴距试样约 20 mm, 冲蚀粒子选用多棱型刚玉(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 直径范围 180~240 μm, 硬度 HV 为 20 000~23 000 MPa), 实验中以气流带动固体颗粒冲击试样, 加速气压约为 0.65 MPa, 粒子的出口速度约为 (70±0.5) m/s, 流量约为 (80±1) g/min, 冲蚀时间

收稿日期: 2016-11-15

基金项目: 宁夏自然科学基金重点项目 (NZ16083)

作者简介: 李涌泉, 男, 1985 年生, 博士, 讲师, 北方民族大学材料科学与工程学院, 宁夏 银川 750021, E-mail: 8386595@163.com

为 5 min, 冲蚀攻角分别为  $15^\circ$ ;  $30^\circ$ ;  $60^\circ$  和  $90^\circ$ 。每组 3 个平行试样, 试验前后试样经丙酮超声波清洗, 待干燥后用 BSA224S-CW 型分析天平(精度 0.1 mg)称量其质量损失, 计算冲蚀率<sup>[11]</sup>。冲蚀率是冲击到靶体表面的单位质量磨料(或冲蚀粒子)所磨蚀掉的靶体(即被冲蚀物)材料的质量( $E$ , mg/g)或体积( $\text{mm}^3$ )。

采用 HV-1000 型显微硬度计测量涂层的沿截面的硬度分布, 加载力为 0.245 N, 保压时间为 20 s, 每组硬度值为 5 次测量后的均值。通过 X 射线衍射仪(XRD, Panalytical X'Pert PRO)确定共渗层的相组成, 利用扫描电镜(SEM, Zeiss Supra-55)观察共渗层及冲蚀面的组织形貌, 并利用 INCA 能谱(EDS)仪确定微区成分。

## 2 结果与讨论

### 2.1 1000 °C/2 h 制备的 Al-Ce-Y 共渗层组织结构

图 1 给出了 1000 °C/2 h 所制备 Al-Ce-Y 共渗层截面 BSE 形貌。可以看出, 共渗层有明显的分层现象。由图 1a 可以看出, 共渗层的外层厚约 105  $\mu\text{m}$ , 组织并不均匀, 由黑白 2 种组织构成, 在黑色组织上有大量白色颗粒呈弥散分布, 且中间部位的白色颗粒的粒径明显高于上部及下部白色颗粒粒径。能谱分析显示外层各区域(箭头 1, 3 和 6)黑色组织中的 Al 元素含量相近, 分别为 47.22%, 49.24% 和 47.85%(原子分数), Ni 元素的含量分别为 43.53%, 39.71% 和 37.09% (原子分数), 结合图 2 的 XRD 分析结果及 Ni-Al 二元相图<sup>[12]</sup>可知, 共渗层外层的黑色组织主要由 NiAl 相和少量的  $\text{Al}_3\text{Ni}_2$  相组成。对外层各部位的白色颗粒(箭头 2, 4 和 5)能谱分析显示其 Al 元素的含量基本一致, 约为 50%, 但上层颗粒中 Cr 元素的含量较少, 仅为 3.25%, 且不含 W 元素, 中间层和下层的白色颗粒中 Cr、W 元素的含量分别为 24.62%、8.39% 和 18.72%、4.45% (原子分数), 这是由于 Cr 与 W 元素在 NiAl 中的固溶度非常小<sup>[13]</sup>, 导致 Cr、W 元素在中间层和下层中发生明显偏聚, 其 BES 形貌的白色衬底是由于 Cr、W 元素的富集导致, 同时 XRD 分析结果表明富集的 Cr 元素与 Al 元素发生反应, 生成了少量的  $\text{Al}_5\text{Cr}_7$  相。

需要指出的是, 稀土元素 Ce、Y 在外层的上部含量较高, 其含量分别为 0.77% 和 0.93% (原子分数), 且随着渗层向基体内部的延伸, 稀土元素的含量显著降低。活性元素在渗层内的上述分布规律为其活性原子在基体合金内扩散速率的影响, 在扩散共渗的过程中, 渗包内的被渗元素粉末 Al,  $\text{CeO}_2$  和  $\text{Y}_2\text{O}_3$  将首先与催化剂发生反应生成相应的被渗元素的活性原子, 活性原子在浓度梯度的驱动下向基体合金内发生扩散或反应扩散进而形成渗层。由于 Y 元素的熔点高(1799 K), 而物质的熔点( $T_m$ )是其扩散激活能的一个重要参量, 根据经验关

系式  $Q=32T_m^{[14]}$ , 可知 Y 元素扩散需要的激活能较大, 即扩散系数较小, 在相同的情况下, Y 元素扩散难以进行; 对于 Ce 元素, 虽然其熔点较低(1071 K), 但其原子半径较大(2.7 nm), 大的原子半径阻碍了其进入渗层的深度。因此 Ce、Y 元素主要分布在渗层的外层, 在渗层形成过程中, 半径较大的稀土 Ce、Y 元素将优先占据晶界位置和晶格缺陷处, 并造成周围晶格畸变, 一方面起到促渗的作用, 另一方面晶界上的稀土原子及其化合物会产生拖曳作用阻碍晶粒的长大, 从而使组织细化, 这也是共渗层外层上部区域晶粒细小的原因<sup>[15,16]</sup>。

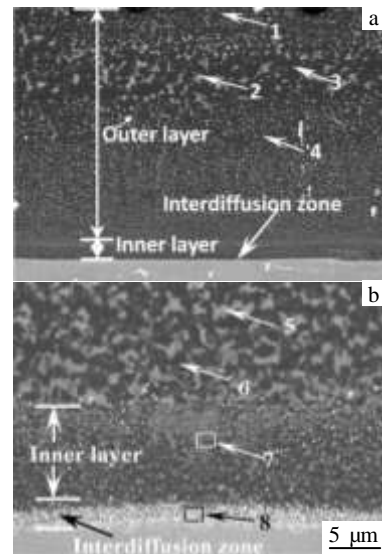


图 1 1000 °C/2 h 所制备的 Al-Ce-Y 共渗层截面形貌、内层及互扩散区高倍形貌

Fig.1 Al-Ce-Y co-deposited coating prepared at 1000 °C for 2 h: (a) cross-sectional BSE image and (b) enlarged micrograph of the inner layer and inner diffusion zone

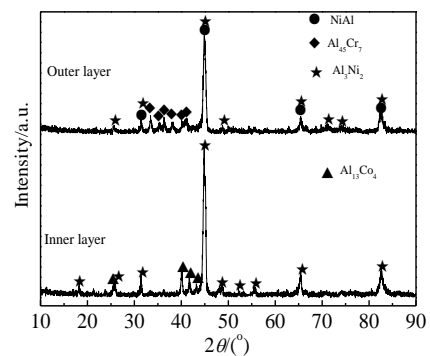


图 2 1000 °C/2 h 制备的 Al-Ce-Y 共渗层外层和内层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of outer layer and inner layer on the Al-Ce-Y co-deposition coating prepared at 1000 °C for 2 h

由图 1b 可以看出，共渗层的内层厚约 10 μm，也是由黑白 2 种组织构成，其中白色的颗粒状组织更加弥散，能谱分析显示该层成分为：43.33Al-10.53Cr-8.51Co-35.32Ni-2.31W (原子分数，%)，结合 XRD 分析表明该层主要由 Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 相组成，由于该层 Co 元素的含量较高，在 XRD 分析中检测到 Al<sub>3</sub>Co<sub>4</sub> 相 (图 2)。共渗层的互扩散区由灰白色和白色的条状物组成，厚约 5 μm，能谱分析显示该层化学成分为 28.2Al-15.03Cr-13.07Co-39.79Ni-3.91W (at%)。可见，Cr、Co、W 元素在该层发生富集，而灰白两相的出现是上述元素的偏析所致。渗层的上述结构特征与其生长机制密切相关，已有的研究认为，扩散过程中渗层的形成由被渗元素的活性原子向基体合金内扩散为主<sup>[17]</sup>。因此处于渗层生长前沿的互扩散区中 Al 的含量较低，而外层由于被渗原子持续不断的渗入使得 Al 含量相对较高，并形成稳定的 NiAl 相和 Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 相。渗层各层中典型相的 EDS 成分分析结果也证明，Al 的含量由渗层的外层向靠近基体合金区域呈逐渐降低的趋势。此外，互扩散区的存在，一定程度上缓解了渗层与基体间热膨胀系数的差异，降低了界面处产生的热应力，提高了渗层与基体的结合力。

2.2 Al-Ce-Y 共渗层组织的显微硬度

图 3 为 Al-Ce-Y 共渗层由表及里的显微硬度曲线。可以看出，Al-Ce-Y 共渗层外层的硬度 HK<sub>0.05</sub> 约 10 500 MPa，约为基体硬度的 3 倍。共渗层硬度的变化与 Al 元素在渗层中的分布相关，共渗层外层中铝化物相的形成使渗层外层的显微硬度显著高于 DZ125 基体，随着 Al 元素含量的降低，共渗层的硬度依次降低，最终在互扩散区呈快速下降趋势。

2.3 Al-Ce-Y 共渗层与 DZ125 的冲蚀性能

2.3.1 Al-Ce-Y 共渗层与 DZ125 的冲蚀率

图 4 为 Al-Ce-Y 共渗层与 DZ125 基体在不同攻角下

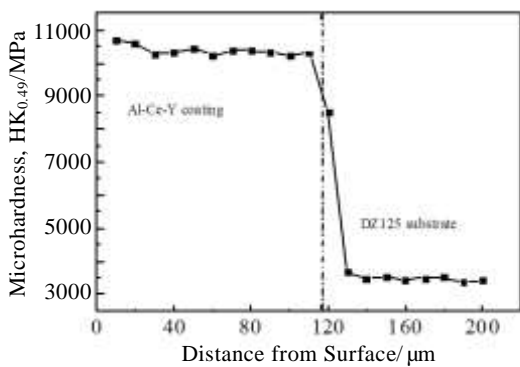


图 3 Al-Ce-Y 共渗层由表及里的显微硬度曲线

Fig.3 Microhardness of the Al-Ce-Y coating from the surface to

the substrate

的冲蚀率。可以看出，不同攻角下 Al-Ce-Y 共渗层与 DZ125 基体的冲蚀率存在显著差异，DZ125 基体的冲蚀率随着攻角的增大先增大后降低，在攻角为 30° 时冲蚀率达到最大值，这是塑性材料冲蚀的普遍特征<sup>[18]</sup>，而 Al-Ce-Y 共渗层在小攻角下的冲蚀率显著小于 DZ125 基体，随后随着攻角的增大，冲蚀率缓慢增加，当冲蚀角大于 30° 时，冲蚀率显著增大，当冲蚀角为 90° 时，Al-Ce-Y 共渗层的冲蚀率高于 DZ125 基体。表明 Al-Ce-Y 共渗层可以提高 DZ125 基体中小角度的抗冲蚀性能。

2.3.2 DZ125 合金及 Al-Ce-Y 共渗层的冲蚀形貌

图 5 为 DZ125 基体在不同攻角下的冲蚀微观形貌。图 5a 显示，在 15° 攻角下，DZ125 基体表面呈现出具有方向性的犁沟及被犁削而尚未脱落的片屑，局部出现了凿坑；图 5b 显示，在 30° 攻角下，DZ125 合金表面冲蚀形貌与 15° 攻角下的冲蚀形貌相似，所不同的是，此时的犁沟较 15° 攻角下的犁沟短而深，且犁沟的方向性变差；图 5c 显示，在 60° 攻角下，DZ125 基体冲蚀区的犁沟形貌基本消失，冲蚀面上出现大量的挤压坑及挤出唇，同时可观察到挤出唇二次挤压形成的层片堆叠结构；图 5d 显示，在 90° 攻角下，DZ125 合金表面为带挤压唇的凹坑，凹坑的直径较 60° 攻角显著增大，挤压唇层叠交错，凹坑周围存在材料的塑性流变及变形特征。

图 6 为 Al-Ce-Y 共渗层在不同攻角下的冲蚀微观形貌。图 6a 显示，在 15° 攻角下，Al-Ce-Y 共渗层表面的冲蚀形貌较为平整，呈现出具有方向性的犁沟及被犁削而尚未脱落的片屑。对比 DZ125 基体在该攻角下的冲蚀形貌发现，Al-Ce-Y 共渗层冲蚀后犁沟较浅，在犁沟两侧分布的片屑尺寸较小，能谱分析显示冲蚀区主要成分为 NiAl 相，表明冲蚀破坏发生在共渗层的外层。图 6b 显示，在 30° 攻角下，Al-Ce-Y 共渗层的冲蚀面由明显的犁削区和冲蚀剥落区组成，其中犁削区表面较光滑，未剥落的

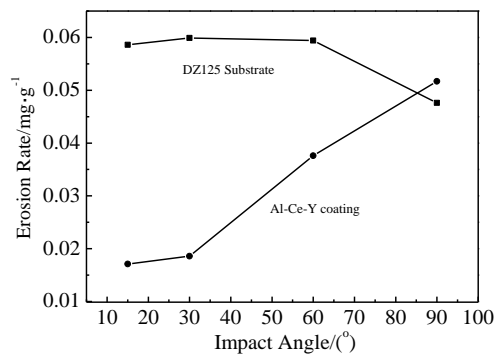


图 4 DZ125 基体和 Al-Ce-Y 渗层不同攻角下的冲蚀率

Fig.4 Erosion rate of DZ125 substrates and Al-Ce-Y coatings at different erosion angles

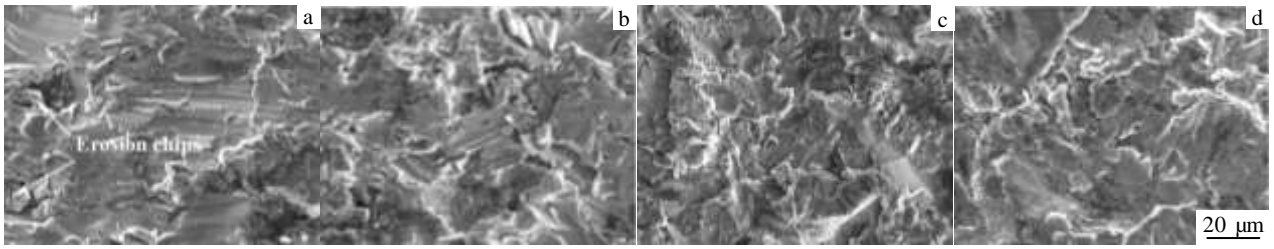


图 5 不同攻角下 DZ125 基体固体粒子冲蚀形貌

Fig.5 Solid particle erosion morphologies of DZ125 samples at different erosion angles: (a) 15 °, (b) 30 °, (c) 60 ° and (d) 90 °

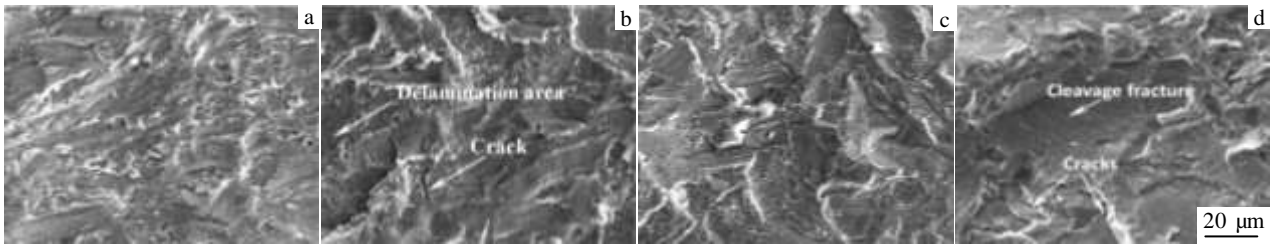


图 6 不同攻角下 Al-Ce-Y 共渗层固体粒子冲蚀形貌

Fig.6 Solid particle erosion morphologies of Al-Ce-Y coatings at different erosion angles: (a) 15 °, (b) 30 °, (c) 60 ° and (d) 90 °

片屑数量较少,在局部出现了微裂纹(箭头所示),冲蚀剥落区呈颗粒状,经能谱分析,剥落后的渗层表面仍为 NiAl 相。图 6c 显示,在 60° 攻角下,Al-Ce-Y 共渗层存在犁削,凿坑和脆性断裂的混合形貌;图 6d 显示,在 90° 攻角下,共渗层的表面出现明显的裂纹(箭头所示),裂纹区呈台阶状断层分布,同时冲蚀面上有大面积的解理区,能谱分析显示该层的铝含量约为 43.88%(原子分数),结合上文共渗层的结构分析可知,共渗层的外层已完全破坏,裸漏出内层。

### 2.3.3 冲蚀机理

当固体粒子作用在材料表面时,其接触面受固体粒子的冲击作用,试验中冲蚀粒子对材料的冲击力可分为切向力和法向力,法向力使 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 固体颗粒压入材料表面,切向力则使压入材料表面的粒子沿切向力方向推进。DZ125 合金基体硬度显著低于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 固体颗粒,冲蚀开始后,在 15° 攻角下,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒的尖锐棱角在法向力的作用下压入 DZ125 合金基体,随后在切应力的作用下向前推进形成犁沟。因此,在犁沟的前端出现基体材料的堆积,同时在犁沟的两侧出现被犁削而未脱落的片屑,随后在反复的犁削作用下,堆积产物和片屑脱落,产生切削及犁削破坏<sup>[19]</sup>;在 30° 攻角下,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒冲击时作用在材料表面的法向力随着冲蚀角的增大而增大,能够更加深入的压入基体合金表面,但此时切

向力的作用相应减小。因此,在材料表面表现为犁沟较 15° 攻角的犁沟短而深,深的犁沟导致材料的犁削剥落增加,冲蚀率略有增加;当攻角达到 60° 时,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒冲击时作用在材料表面的法向力显著增加,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 固体颗粒能够较深的压入基体表面,使表面材料不断地受到挤压,于是产生小而薄的、高变形度的唇片,其下部由于材料塑性变形而产生加工硬化<sup>[20]</sup>,这个硬的次表层一旦形成,将会对表层唇片的形成起促进作用,此时的切向力虽不足以推动压入基体的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 固体颗粒沿切向力方向长距离的运动,但对挤出唇有一定的切削作用,因此在反复的冲击和挤压变形作用下,靶材表面形成的唇片将从材料表面上剥落下来,其损伤机理主要是锻压挤压;当攻角达到 90° 时,固体粒子对 DZ125 基体表面形成垂直冲击,基体表面产生带挤压唇的凹坑,凹坑周围存在材料的塑性流变及变形特征,但由于基体硬度低,具有相对良好的韧性,同时该攻角下固体颗粒对挤出唇的切削作用不明显。因此,不易脱落,基体的冲蚀率显著降低。

对于 Al-Ce-Y 共渗层,由于其硬度 HK<sub>0.49</sub> (约 10 500 MPa) 显著高于 DZ125 基体,在 15° 攻角下,Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在较小的法向冲击力作用下难以压入渗层表面,冲蚀仅发生在共渗层的外层,冲蚀率仅为 0.017 mg/g,此时良好的冲蚀抗力得益于其较高的硬度和涂层结构。因此,共渗层为轻微的犁削及切削损伤;在 30° 攻角下,由于

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在渗层表面法向冲击力的增加, 在切应力的协同作用下渗层表面产生明显的犁削损伤, 同时由于共渗层的高硬度, 在粒子的冲击作用下共渗层产生相应的变形, 当变形足够大时, 在共渗层的表层和次表层会萌生裂纹<sup>[21]</sup>, 随着冲击的持续, 裂纹沿次表层扩展, 融会贯通, 当裂纹扩展到临界尺寸时, 共渗层发生层片状剥落, 剥落后的渗层呈现颗粒状, 可见共渗层发生了沿晶断裂。需要说明的是, 在该攻角下, 粒子对渗层表面的法向冲击力相对较小, 并且渗层中弥散分布的白色颗粒相中由于 Cr 和 W 元素的富集而硬度相对较高, 这些弥散分布的硬质相在冲蚀过程中能够在一定程度上阻碍冲蚀表面或次表面中裂纹或微裂纹的扩展。因此, 裂纹的萌生周期较长, 共渗层的冲蚀率增加缓慢; 在 60° 攻角下, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在渗层表面法向冲击力显著增加, 在冲蚀粒子正应力及切应力的作用下出现犁削、凿坑, 同时由于共渗层具有高硬度, 在粒子冲击作用下, 难以发生塑性变形, 接触区域高的压应力和剪切应力导致裂纹萌生, 在持续载荷的作用下, 裂纹发生纵向和横向扩展而形成碎片剥落<sup>[22]</sup>, 冲蚀机理为脆性剥落, 共渗层的冲蚀率上升较快。在 90° 攻角下, 在持续正应力载荷的作用下, 共渗层表面局部出现微裂纹, 随着冲蚀的进行, 裂纹向下扩展, 形成径向裂纹, 使材料快速碎裂, 露出 Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 内层 (对冲蚀面上剥落区域进行的 EDS 成分分析结果为 42.60Al-11.27Cr-9.18Co-34.21Ni-2.74W, 与共渗层内层的 EDS 成分 43.33Al-10.53Cr-8.51Co-35.32Ni-2.31W) 分析结果基本一致), 该攻角下共渗层的损伤以疲劳破坏为主。

### 3 结 论

1) 经 1000 °C/2 h 扩散共渗所制备的 Al-Ce-Y 共渗层具有多层结构, 由外向内依次为 NiAl 及 Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 外层、Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 内层及富 Al 的互扩散层。

2) Ce、Y 元素主要集中在共渗层的外层, 起到细化晶粒及促渗的作用。

3) Al-Ce-Y 共渗层显著地提高了 DZ125 合金在小攻角下的抗固体粒子冲蚀性能, 冲蚀机理为犁削和切削损伤; 随着攻角的增大, Al-Ce-Y 共渗层的冲蚀率逐渐增大, 冲蚀机理向脆性断裂和疲劳破坏转变, 当攻角为 90° 时, 其冲蚀率高于 DZ125 基体。

#### 参考文献 References

- [1] Qi H Y, Liang X B, Li S L *et al.* *Rare Metals*[J], 2016, 2(1): 6
- [2] Afshar A, Sabour A, Saremi M. *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surface*[J], 2012, 48(1): 120
- [3] Stathokostopoulos D, Chaliampalias D, Tarani E *et al.* *Journal*

- of Electronic Materials*[J], 2014, 43(43): 3733
- [4] Dutta R S, Majumdar S, Limaye Sun T P K *et al.* *Transactions of The Indian Institute of Metals*[J], 2011, 64(43): 31
- [5] Lee H Y, Jung S H, Lee S Y *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2007, 253: 3496
- [6] Li Yongquan, Xie Faqin, Wu Xiangqing. *Applied Surface Science*[J], 2013, 278: 30
- [7] Liu Yan, Gou Guoqing, Wang Xiaomin *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2014, 23(7): 1226
- [8] Lin Naiming, Xie Faqin, Zhong Tao *et al.* *Journal of Rare Earths* [J], 2010, 28(2): 301
- [9] Tian Xiaodong, Guo Xiping. *Surface and Coating Technology*[J], 2009, 204: 313
- [10] ASTM G76-04[S]. Standard Test Method for Conducting Erosion Tests by Solid Particle Impingement using Gas Jets, 2004
- [11] Xi Yuntao, Liu Daoxin, Han Dong. *Applied Surface Science*[J], 2008, 254: 5953
- [12] Hunziker O, Ku W. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1999, 30: 3167
- [13] Guo Jianting(郭建亭), Ren Weili(任维丽), Zhou Jian(周健). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报)[J], 2002, 38(6): 667
- [14] Pan Jinsheng(潘金生), Tong Jianmin(仝建民), Tian Minbo(田民波). *Foundational Discipline in Materials Science*[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1998: 466
- [15] Qi Tao, Guo Xiping. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2009, 19(10): 1822
- [16] Wang K L, Zhang Q B, Sun M L. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2003, 139: 448
- [17] Cockeram B V, Rapp R A. *Metallurgical and Materials Transactions A* [J], 1995, 26: 777
- [18] Li Yongquan(李涌泉), Xie Faqin(谢发勤), Zhou Jun(周俊). *Tribology*(摩擦学学报)[J], 2010, 30(1): 53
- [19] Diana Lopez, Carlos Sanchez, Alejandro Toro. *Wear*[J], 2005, 258: 684
- [20] Dong Gang(董刚), Zhang Jiuyuan(张久渊). *Journal of Materials Science and Engineering* (材料科学与工程学报)[J], 2003, 21(2): 307
- [21] Jprzybylowicz, Jkusinski. *Surface and Coatings Technology* [J], 2000, 125: 13
- [22] Pan Mu(潘牧), Luo Zhiping(罗志平). *Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 1999, 17(3): 92

## Microstructure and Solid Particle Erosion Behavior of Ce-Y Jointly Modified Aluminide Coatings Prepared on DZ125 Alloy by Pack Cementation Process

Li Yongquan<sup>1,2</sup>, Tang Bin<sup>2</sup>, Geng Guihong<sup>1</sup>, Lin Naiming<sup>2</sup>, Hou Junfeng<sup>1</sup>, Qin Chun<sup>1</sup>

(1. Beifang University of Nationalities, Yinchuan 750021, China)

(2. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** Ce and Y modified aluminide coatings on DZ125 alloy were prepared by pack cementation process at 1000 °C for 2 h. The microstructure and constituent phases of the co-deposition coatings were studied, and the formative mechanism and erosion behavior of the coatings were also analyzed. The results show that the coating prepared by co-depositing Al-Ce-Y at 1000 °C for 2 h has a multiple layer structure: an outer layer composed of NiAl and a little Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub>, a middle layer composed of Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> and an Al-rich inter-diffusion zone. Y and Ce mainly exist in the outer layer, which play the role of reducing the grain size and promoting permeation. The solid particle erosion resistance of DZ125 alloy with Al-Ce-Y coating is significantly increased at the small impact angle, and then the erosion rate of Al-Ce-Y coatings increases with the increasing of impact angles. The erosion mechanism shifts from plough and cutting damage to brittle fracture and fatigue failure. The erosion rate of Al-Ce-Y coating is higher than that of DZ125 matrix when the impact angle is 90 °.

**Key words:** DZ125 alloy; Al-Ce-Y co-deposition; micro-hardness; solid particle erosion

---

Corresponding author: Tang Bin, Ph. D., Research Institute of Surface Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: tangbin@tyut.edu.cn