

# 喷砂对 MCrAlY-单晶高温合金界面组织影响研究

郭云珊<sup>1</sup>, 王晶<sup>1</sup>, 李琰琰<sup>2</sup>, 鲍泽斌<sup>2\*</sup>, 原慷<sup>3</sup>, 刘建明<sup>3</sup>

(1.中国航发商用航空发动机有限责任公司, 上海 201108; 2.中国科学院金属研究所, 沈阳 110016; 3.矿冶科技集团有限公司, 北京 100044)

**摘要:** **目的** 研究在单晶表面喷砂预处理对 MCrAlY-单晶高温合金界面的组织的影响。**方法** 对单晶基材进行不同载荷条件下的喷砂处理(包括无喷砂、轻喷砂及重喷砂), 然后采用超音速火焰喷涂(HVOF)工艺在单晶试样上制备 MCrAlY 涂层, 观察高温氧化后涂层-单晶界面组织的演变。真空热处理后, 首先对基材和涂层的微观组织结构进行扫描电镜观察表征, 然后对涂层进行 1 050 °C 的高温氧化试验, 保温 287 h 后, 继续采用背散射电子模式观察 TCP 相的析出行为, 测量并绘制互扩散区和二次反应区析出厚度柱状图。**结果** 高温氧化热暴露过程中, 涂层和基体之间发生了明显的元素互扩散现象, 喷砂处理对互扩散区大小, 尤其是二次反应区的深度, 有着显著影响。在该高温氧化试验条件下, 轻喷砂和重喷砂对互扩散区厚度的影响不大(重喷砂 17.5  $\mu\text{m}$ , 轻喷砂 20  $\mu\text{m}$ ), 但显著促进了 SRZ 的析出厚度(重喷砂 52.5  $\mu\text{m}$ , 轻喷砂 40  $\mu\text{m}$ )。**结论** 喷砂会导致单晶内产生塑性变形(形成 GPDZ), 且重喷砂会析出更深的二次反应区, 对于包覆型 MCrAlY 涂层在单晶热端部件的表面应用, 应当对单晶表面实施轻喷砂或无喷砂处理。

**关键词:** 喷砂; 单晶高温合金; 组织演变; 超音速火焰喷涂

中图分类号: TG174.44 文献标志码: A 文章编号: 1001-3660(2024)01-0202-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.01.019

## Influence of Sand Blasting on Microstructure at Interface of MCrAlY Coating and Single Crystal Superalloy

GUO Yunshan<sup>1</sup>, WANG Jing<sup>1</sup>, LI Yanyan<sup>2</sup>, BAO Zebin<sup>2\*</sup>, YUAN Kang<sup>3</sup>, LIU Jianming<sup>3</sup>

(1. AECC Commercial Aircraft Engine Co., Ltd., Shanghai 201108, China; 2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China; 3. BGRIMM Technology Group, Beijing 100044, China)

**ABSTRACT:** Favored by single crystal and  $\gamma/\gamma'$  coherent structure, single-crystal superalloys possess extremely high strength and creep/fatigue resistance at high temperature, in which they can be utilized as structural material to fabricate key hot-sectional components (e.g., blades) in aero or land-based turbine engines. Prior to service at high temperature, the components made by single crystal superalloy are compulsorily deposited with high temperature protective coatings (e.g., MCrAlY) to resist invasions by oxidation and hot corrosion, where a surface blasting is necessarily demanded before the coating procedure. To evaluate the influence of sand blasting on the microstructure change at the interface between the MCrAlY coating and single crystal

收稿日期: 2022-11-23; 修订日期: 2023-04-26

Received: 2022-11-23; Revised: 2023-04-26

基金项目: 中国科学院重点部署项目(ZDRW-CN-2021-2-2); 航空发动机及燃气轮机基础科学中心项目(P2021-A-IV-002-001)

Fund: Key Research Program of the Chinese Academy of Sciences (ZDRW-CN-2021-2-2); Science Center for Gas Turbine Project (P2021-A-IV-002-001)

引文格式: 郭云珊, 王晶, 李琰琰, 等. 喷砂对 MCrAlY-单晶高温合金界面组织影响研究[J]. 表面技术, 2024, 53(1): 202-208.

GUO Yunshan, WANG Jing, LI Yanyan, et al. Influence of Sand Blasting on Microstructure at Interface of MCrAlY Coating and Single Crystal Superalloy[J]. Surface Technology, 2024, 53(1): 202-208.

\*通信作者( Corresponding author )

superalloy, the specimens made of single crystal superalloy were sand blasted with different forces (no, slight or heavy), followed by deposition of the MCrAlY coating using the HVOF method. The purpose of present work is to observe the microstructure change at the coating/substrate interface and investigate the influence of sand-blasting craft on the microstructure evolution. Firstly, the coating samples experienced a typical vacuum treatment to reach homogenization and enhance bonding strength of the coating. After that, they were subject to an oxidation test in a muffle furnace at 1 050 °C for 287 h, where the precipitates of topologically close-packed phase (TCP) were observed by SEM under the back-scattered electron (BSE) mode, and the histograms of interdiffusion zone (IDZ) and secondary reaction zone (SRZ) thicknesses were profiled after oxidation. As indicated by the experimental results, a gamma prime depleted zone (GPDZ) was observed at the surface of the substrate for the coating sample right after slight-blasting, where nano scale Mo-rich particles were precipitated inside the GPDZ. After homogenization in vacuum, the substrate area below coating showed formation of IDZ and SRZ, where the IDZ location matched the region of original GPDZ. Below the IDZ, round-shaped TCP precipitates were finely distributed inside SRZ, which were much finer than the bright precipitates existed in IDZ. During oxidation, the total thicknesses of IDZ+SRZ showed approximately a linear rule to the oxidation time, which could be due to the presence of abundant defects in the GPDZ after sand-blasting. Experienced thermal exposure, the needle-like TCP phases were precipitated along 45° direction to the surface in which was the habit orientation of Ni-base single crystal superalloy. Compared with samples with slight blasting or without blasting, the density and length of TCP precipitates formed in heavy blasting samples after 287 h oxidation were higher. Indeed, the sand blasting process applied a different influence on the thicknesses of IDZ and SRZ: the IDZ thicknesses were comparable (17.5 μm by heavy blasting to 20 μm by slight), but the SRZ thickness with heavy blasting was much higher (52.5 μm to 40 μm). Higher blasting force and larger alumina grits definitely cause severer deformation and destruction to the single crystal superalloy. As sandblasting would induce plastic deformation by forming GPDZ and formation of SRZ (thicker by heavy blasting), it is vitally important to control or reduce the blasting force before depositing a MCrAlY coating on the surface of single crystal superalloy components.

**KEY WORDS:** sand blasting; single crystal superalloy; microstructure evolution; HVOF

镍基单晶高温合金由于其具有优异的力学性能(持久强度和疲劳抗力),特别是在接近 1 100 °C 的高温下依然具有较好的抗蠕变性能,被广泛应用于高性能航空发动机和燃气轮机的关键热端部件<sup>[1-3]</sup>。然而,在高于 1 000 °C 时,单晶高温合金因内部 Al、Cr 含量不足,导致其抗氧化性能较低,因此镍基单晶高温合金热端部件在服役前,均需要涂覆 MCrAlY 等高温防护涂层进行防护<sup>[4-7]</sup>。由于涂层中 Al 含量较高,高温下涂层与基体的元素互扩散,以及制备涂层的过程都会改变基体界面处的单晶微观结构,如形成拓扑紧密堆积(TCP)相或消耗 γ' 强化相<sup>[8-12]</sup>。采用超音速火焰喷涂制备 MCrAlY 涂层,具有结合力强、沉积效率高及较好的抗氧化性能等优点,可用于包括单晶在内的镍基高温合金的表面防护<sup>[13-16]</sup>。为了提高涂层的结合力,在制备高温防护涂层前,一般均需要对基材表面进行喷砂处理。喷砂不仅能增加基体与涂层的界面粗糙度,提高界面结合力,还能在基体合金中引入较高的压应力,高残余压应力可抑制元素扩散和晶界运动。然而,喷砂在基体合金亚层处引入了大量的位错和晶界,这会改变元素的扩散机制,导致基体合金的微观结构以及合金表面的成分发生变化<sup>[17-19]</sup>。前期的喷砂研究主要致力于揭示喷砂对高温合金的内部变形、再结晶现象和氧化性能的影响,

以及喷砂对涂层厚度、结构、形貌的影响等<sup>[18-22]</sup>。此外,喷砂会引起单晶基材内部微观结构的变化,这对于评估涂层如何影响基材的性能和寿命非常重要<sup>[23-24]</sup>。因此,本文将重点开展喷砂对 MCrAlY-单晶高温合金基材界面附近显微组织演变行为的影响研究。

## 1 试验

采用 DD6 二代单晶高温合金作为基材,其名义成分为 Ni-4.3Cr-9Co-8W-2Mo-5.7Al-7.2Ta-2Re-0.6Nb-其他(质量分数),具有典型的 γ+γ' 微观结构。首先,对单晶棒材进行线切割处理,制成 φ16 mm×2 mm 的试样,然后使用不同的喷砂压力对基材进行喷砂处理,获得不喷砂、轻喷砂(使用 150 μm 的刚玉颗粒,喷砂距离为 150 mm,压力为 0.3 MPa)和重喷砂(使用 800 μm 的颗粒,喷砂距离为 150 mm,压力为 1 MPa)的基材表面。采用 GTV-K2 型超音速火焰喷涂(HVOF)系统(喷涂距离约 350 mm,氧气速率约 600 L/min,燃料约 250 L/min,载气约 10 L/min),使用 Metco 公司的 Amdry997(名义成分为 Ni23Co20Cr8.5Al0.6Y4Ta)粉末(粉末粒度为 400 目)制备 MCrAlY 涂层(涂层厚度约 100 μm)。喷涂后,涂层样品在 1 100 °C 的真空炉(6×10<sup>-3</sup> Pa)中进行扩

散退火处理,以获得均匀组织,然后在约 850 °C 的空气中进行时效处理,以获得析出相组织。

经过上述处理后,涂覆有 MCrAlY 涂层的单晶试样,在约 1 050 °C 的大气炉中进行高温氧化试验,氧化时间共 300 h。利用日立 SU5000 型扫描电镜(SEM)和布鲁克 AdvanceX 型能谱仪(EDS)进行微观结构观察及元素成分半定量分析。利用背散射电子(BSE)成像模式观察样品的截面形貌,以区分不同的物相,重元素物相拥有更亮的对比度。

## 2 结果及分析

### 2.1 喷砂后单晶表面及截面形貌

不同喷砂处理后单晶基材的表面和截面形貌如图 1 所示。无喷砂的基材表面粗糙度相对较低(见图 1a)。喷砂处理(包括轻喷砂、重喷砂)使得基材表面产生了大量的凹坑,从而增大了表面粗糙度。经过

较大喷砂颗粒和压力的重喷砂过程(见图 1c)获得的基材表面比轻喷砂(见图 1b)更为粗糙。这种微粗糙形貌是由于高惯量砂砾对基材表层材料进行撞击、挤压、切削、嵌入、变形等复合机制产生的。整体而言,喷砂改变了基材表面的粗糙度,使基材表面存在残余压力,但从截面形貌可以看出,在常温下,基材微观组织并未发生明显变化,仅出现了粗糙度和表面切削程度的差别。

### 2.2 HVOF 及真空退火对喷砂后单晶基体微观组织结构的影响

对 3 种样品表面同时利用超音速火焰喷涂设备沉积 MCrAlY 涂层。轻喷砂涂层试样的基材中形成了  $\gamma'$  贫化区(Gama Prime Depleted Zone, GPDZ),该区域的深度为 5~20  $\mu\text{m}$ ,如图 2a 所示。为更好展示 GPDZ 区,图 2a 使用了较高的图像衬度,此时涂层部分在图像中呈现黑色。在该 GPDZ 区域中,合金成分与  $\gamma+\gamma'$

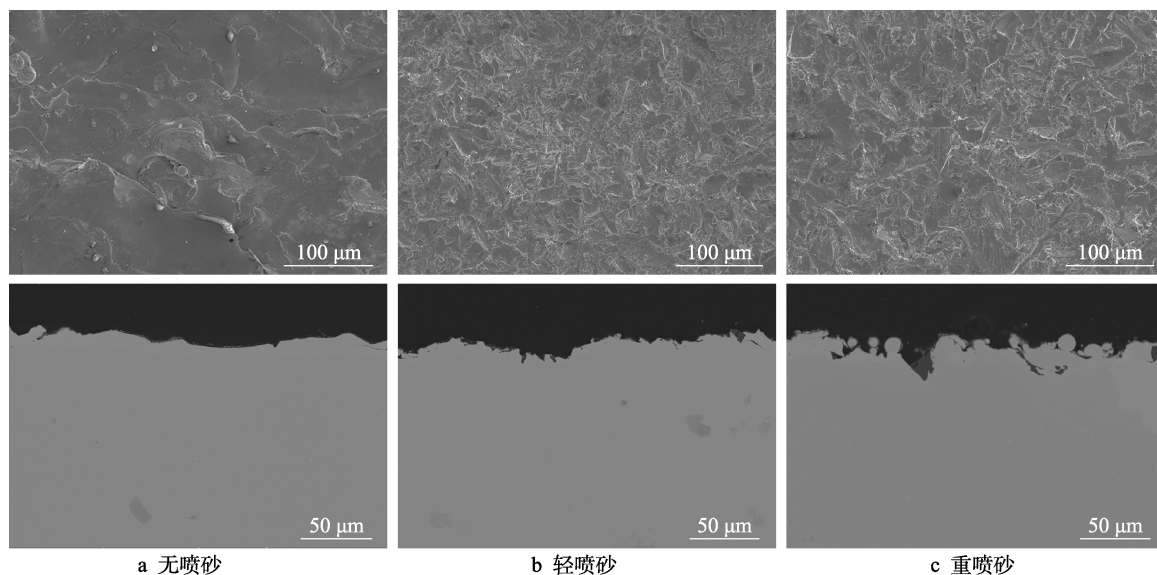
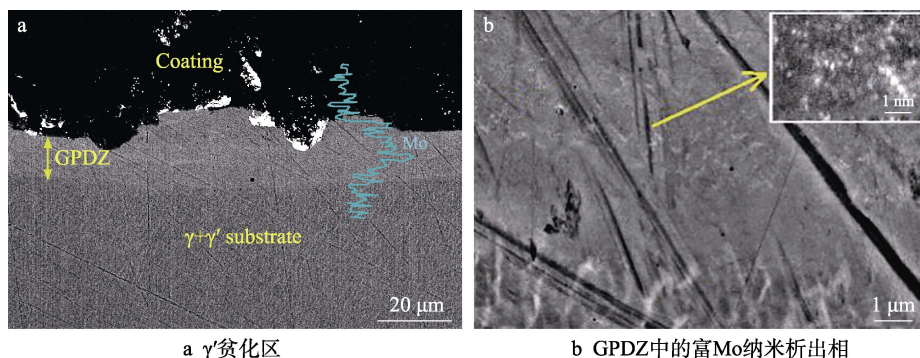


图 1 单晶基材表面(二次电子像)和截面形貌(背散射电子像)照片

Fig.1 Surface (secondary electron image) and cross-sectional morphologies (backscattered electron image) of single crystal substrate: a) no blasting; b) slight blasting; c) heavy blasting



a  $\gamma'$  贫化区

b GPDZ 中的富 Mo 纳米析出相

图 2 轻喷砂涂层试样喷涂态的横截面组织

Fig.2 Cross-sectional morphology of as-sprayed samples with slight blasting: a)  $\gamma'$  depleted zone; b) Mo-rich nano precipitates in GPDZ



基体略有不同, 经能谱分析, 该区的钼 (Mo) 含量略高于与之临近的基材内部区域。更高分辨率的扫描电镜观察结果表明, 在 GPDZ 区域中生成了富含重金属元素且极为细小的纳米析出相, 推测可能是重金属元素析出形成的拓扑密堆积 (TCP) 相 (见图 2b), 但由于其尺寸过小 (<10 nm), 无法准确表征。与图 1b 中的高倍形貌相比, 图 2a 中的 GPDZ 并未出现在喷砂后的基体中, 该区域的出现应归因于 HVOF 沉积过程导致的温升扩散。

在喷涂过程中, MCrAlY 粉末经焰流加热并加速, 沉积至基材表面时, 会对表面产生加热效果。由于基体表面温度尚未达到其再结晶温度, 因此喷涂过程并不会对基体再结晶过程产生显著影响, 但会加速元素在表面区域的扩散。由于喷砂处理对合金表面的高速重复冲击, 产生了高密度位错, 使得高温合金基体表层的晶粒尺寸减小, 并在基材中引入了压应力。在 HVOF 喷涂过程中, 推动基材表层元素的互扩散, 导致其微观组织结构发生变化, 主要表现为出现  $\gamma'$  贫化区 (GPDZ) 及重金属纳米析出相。

热处理后 HVOF 喷涂 MCrAlY 涂层的截面形貌如图 3a 所示。由于 HVOF 喷涂过程中的喷涂距离较长, 导致细小的 MCrAlY 粉末在飞行过程中部分发生氧化, 使得涂层内部分散细小的氧化颗粒。由于本文主要关注单晶基体和界面区域微观结构的演变, 因此 MCrAlY 涂层的氧化行为和表现不作重点考虑。扩散退火和 3 次时效热处理后, 涂层和基体之间发生了元素互扩散, 如图 3b 所示。在经过热处理的轻喷砂涂层样品的基材中, 形成了典型的互扩散区 (IDZ) 和二次反应区 (SRZ), 上述提到的 GPDZ 可以认为是 IDZ 的前身。在涂层沉积过程中, 由于试样受热, 以

及涂层与单晶基体发生元素互扩散, 导致在界面附近单晶侧难熔元素从  $\gamma$  相中大量析出, 形成白亮难熔元素析出相<sup>[9-10]</sup>。在 IDZ 中, 由于喷砂过程产生的塑性变形累积和残余应力效应, 使得该区域缺陷浓度高, 同时析出了大量纳米结构的难熔元素析出相, 涂层制备过程受热会发生聚集长大, 形成较大的白亮块体, 还形成了富含 W/Cr 的析出相, 推测该析出相可能是 TCP 相或难熔元素碳化物颗粒 (衬度较亮)。在 IDZ 下方的 SRZ 中, 由于涂层中 Al 元素扩散至该区域, 使其 Al 含量升高,  $\gamma'$  相占比增加, 而  $\gamma$  相占比减小, 进而使得原本固溶于  $\gamma$  相中的重金属强化元素 (如 W、Mo 等), 以较小的 TCP 相弥散析出<sup>[24-25]</sup>。由于 MCrAlY 涂层中 Al 的含量相较铝化物涂层低得多, 因此 SRZ 中的 TCP 析出相较铝化物涂层下方的针状 TCP 相小。

## 2.3 恒温氧化过程单晶/涂层界面处微观组织结构演变及其机制

轻喷砂涂层样品在 1 050 °C 恒温氧化热暴露过程中, IDZ+SRZ 深度的演变趋势如图 4 所示。可以看出, IDZ+SRZ 深度几乎随时间线性增加 (尤其是前 100 h)。由 Fick 扩散第二定律可知, 合金体系内稳态扩散深度的平方 ( $\partial x^2$ ) 与时间 ( $\partial t$ ) 成正比, 如式 (1) 所示。图 4 所示的结果表明, IDZ 和 SRZ 析出深度之和主要呈直线规律, 说明该组织演变并不只是单纯依靠热动力学元素扩散机制。这与喷砂和喷涂涂层过程诱发单晶表层产生的  $\gamma'$  贫化区 (GPDZ) 相关, 因为产生的贫化区内已经析出大量细小的纳米结构 TCP 析出相, 即已形成的纳米 TCP 析出相有助于促进 IDZ 中 TCP 相聚集长大。同时, 由于喷砂过程使得合金内部缺陷增多, 晶粒细化, 并产生塑性变形和残余应力, 使得 Al 元素扩散更加有利, 导致单晶体系内  $\gamma/\gamma'$  共格结构逐渐失稳<sup>[18,22]</sup>。这些导致析出的 IDZ+SRZ 的深度快速增加, 与时间呈近似直线规律。

$$\frac{\partial C_A}{\partial t} = D_A \frac{\partial^2 C_A}{\partial x^2} \quad (1)$$

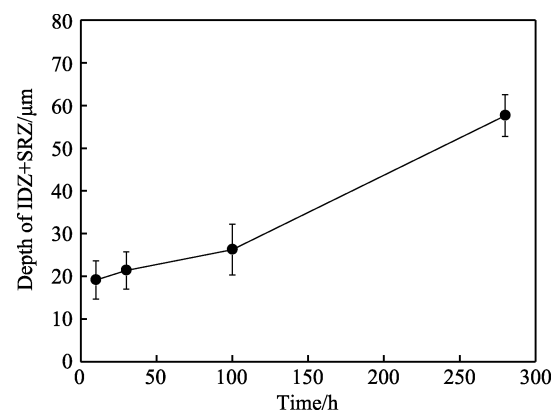


图 4 氧化试验中 IDZ+SRZ 深度演变 (轻喷砂样品)  
Fig.4 Development of IDZ+SRZ depth with oxidation time (samples with slight blasting)

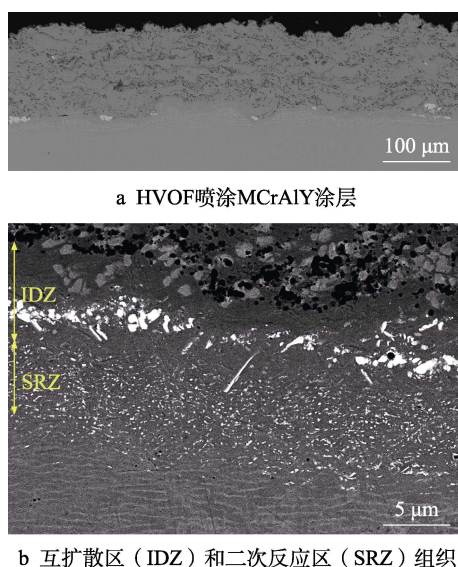


图 3 轻喷砂涂层试样热处理后的截面形貌

Fig.3 Cross-sectional morphology of coating samples after heat treatment: a) HVOF MCrAlY coating; b) interdiffusion zone (IDZ) and secondary reaction zone (SRZ)

采用不同喷砂工艺后, 3 种喷砂涂层样品在 1 050 °C 恒温氧化 287 h 后, 基体的微观组织形态如图 5 所示。显然, 剧烈喷砂会促进基材 SRZ 中产生更多的片状析出相 (析出量增加)。从图 5 中可以看出, 长时间热暴露后, 基材 SRZ 区中的 TCP 相已长大并呈现针状, 其针状方向与样品表面晶体取向 [001] 近似呈 45° 角关系。这主要是由于长时间氧化后, 涂层下方的 Al 元素向单晶基体内产生了可观的扩散通量, 提高了该区域的 Al 浓度, 并促使富含难熔元素的  $\gamma$ -Ni 向  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 转变, 导致原本固溶在  $\gamma$ -Ni 中的难熔元素沿着 <011> 惯析方向 (45° 角) 析出<sup>[26]</sup>。

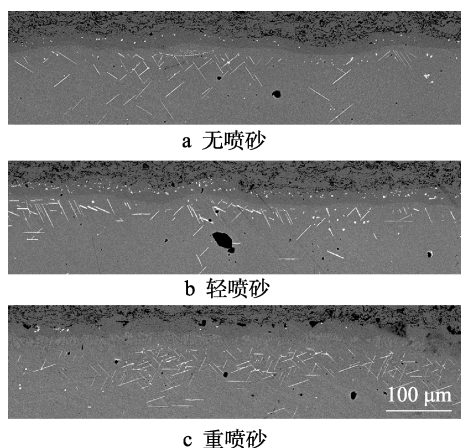
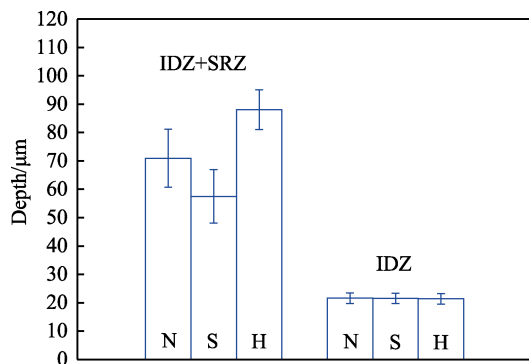


图 5 经过氧化 287 h 不同样品截面形貌  
Fig.5 Cross-sectional morphology of samples after oxidation for 287 h: a) no blasting; b) slight blasting; c) heavy blasting

不同喷砂状态对互扩散区 (IDZ) 和二次反应区 (SRZ) 析出深度的影响结果如图 6 所示。结果表明, 重喷砂处理会导致互扩散区和二次反应区深度之和 (IDZ+SRZ) 增大。然而, 单从互扩散区来看, 无喷砂、轻喷砂和重喷砂带来的 IDZ 深度没有显著差异, 但 (IDZ+SRZ) 的总厚度差异较大, 也就是说, 喷砂



"N" for no blasting, "S" for slight blasting, "H" for heavy blasting

图 6 1 050 °C 恒温氧化 287 h 后 3 种样品 IDZ 和 SRZ 的深度

Fig.6 Depths of IDZ and SRZ after oxidation for 287 h at 1 050 °C

会对 SRZ 深度产生影响。根据上述分析, 喷砂确实导致了单晶基材中  $\gamma+\gamma'$  共格结构的失稳。喷砂会在单晶表层中引入压应力, 压应力抑制元素扩散和晶界运动, 阻止 SRZ 区深度的增加。重喷砂会产生较重的压力, 喷涂后会在单晶表面产生更高的应力水平, 并产生更深的残余应力区, 这会促进元素扩散速率和组织影响区的扩展。

单晶高温合金作为固溶强化组元, 正常情况下重金属难熔元素 (Re、W、Mo 等) 均高度饱和固溶在  $\gamma$  相中, 但在外界的应力及高温的作用下, 重金属元素可能会以 TCP 相析出, 同时涂层与基体的元素互扩散也会促进和诱发难熔元素从  $\gamma$  相中析出<sup>[24,27]</sup>。上述结果均为 1 050 °C 氧化 287 h 后涂层下方的 IDZ 和 SRZ 析出行为, 实际上难熔元素的析出不仅与喷砂造成的残余应力大小有关, 而且与元素互扩散相关。由于 MCrAlY 涂层中 Cr 的含量相对较高, 高温下 Cr 会往单晶基体侧扩散, 在涂层单晶界面处与 Re、Ta、Mo 和 W 形成  $\sigma$ -Re(Cr) 相<sup>[28]</sup>, 并在下方形成 IDZ。与此同时, Ni 向外扩散使得 IDZ 下方的 Ni 元素含量降低, 致使固溶在  $\gamma$ -Ni 中的重金属元素被迫以白亮的 TCP 相析出。这些细长白亮相 ( $\sigma$ 、 $\mu$ ) 长期高温热暴露后, 会聚合成含 Cr 量较高的 P 相<sup>[29-30]</sup>。

实际上, MCrAlY 涂层中 Al 的含量适中, 涂层由  $\gamma/\gamma'$  加少量的  $\beta$  组成。由于 HVOF 过程中, 喷涂粉末存在氧化现象, 使得涂层中 Al 含量会稍有降低, 因此涂层与基体的元素互扩散仅作为诱发导致单晶基体生成 IDZ 和 SRZ 的充分不必要条件。图 5 所示的 MCrAlY 涂层下方的扩散影响区 (IDZ+SRZ) 厚度和 TCP 针状相的析出量比 Pt 改性铝化物涂层低得多<sup>[31]</sup>。

经历高温处理后, 在轻喷砂没有涂层的单晶基材一侧同样观察到了 TCP 相形成, 如图 7 所示。由于此处距离基材表面较远, 单晶组织失稳的原因并非完全由涂层元素扩散机制导致, 而可能是在喷砂造成的残余应力作用下, 宏观偏析且高饱和的难熔重金属元素以 TCP 相的形式析出。由此可见, 残余应力及难熔元素过饱和在高温下均会导致 SRZ 区的产生, 高

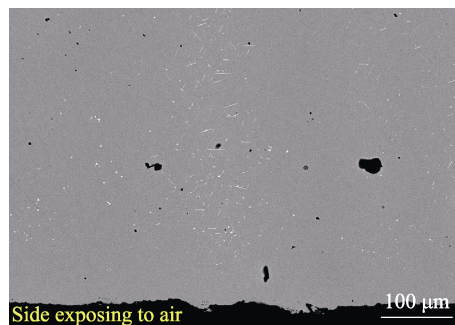


图 7 基材无涂层侧横截面形貌

Fig.7 Cross-sectional morphology of substrate at the side exposed

温热暴露是造成  $\gamma/\gamma'$  共格结构失稳的关键因素。喷砂不仅对涂层与单晶基材界面处组织存在影响, 而且可能会使基材内部组织失稳。综合来看, SRZ 区和单晶内宏观偏析区都存在重金属元素过饱和现象, 塑性变形、残余应力及高温促使 TCP 相在这些区域形成。改善单晶内难熔元素的宏观偏析, 有助于降低 SRZ 形成的敏感性。降低喷砂压力或者采用无喷砂处理, 则有利于维持单晶内部微观组织和  $\gamma/\gamma'$  共格结构的稳定性。

### 3 结论

本文在未喷砂、轻喷砂和重喷砂处理的单晶基材上采用 HVOF 工艺制备了 MCrAlY 涂层, 并对试样进行了 1 050 °C 恒温氧化热暴露试验。结果表明, 喷砂导致单晶基材表面产生了微观粗糙形貌。在 HVOF 喷涂过程中, 在单晶基材表层 (厚 5~20  $\mu\text{m}$ ) 析出了含有重金属元素的纳米颗粒相。氧化试验前, 扩散热处理后的涂层试样单晶基材中形成了包含互扩散区 (IDZ) 和二次反应区 (SRZ) 的组织变化区, 该区在随后的氧化过程中 (1 050 °C) 进一步演变, 其中 IDZ+SRZ 的总深度几乎随时间呈简单线性增加, 较重喷砂促使形成的基材扩散影响区 (IDZ+SRZ) 的深度更大。SRZ 区深度对喷砂作用更为敏感, 但喷砂处理对 IDZ 区深度的影响作用较小。从单晶基材内部组织失稳结果来看, 喷砂对单晶基材产生的残余应力及后期高温处理 (包括扩散热处理和高温氧化试验), 使得重金属元素容易在 SRZ 区和宏观偏析区失稳析出, 从而形成 TCP 相。因此, 尽量减轻喷砂或者采用不喷砂的表面处理工艺有助于提升单晶基材高温组织的稳定性, 减小其对涂层体系的不利影响。

#### 参考文献:

- [1] GUPTA D K, DUVALL D S. A Silicon and Hafnium Modified Plasma Sprayed MCrAlY Coating for Single Crystal Superalloys[C]// Superalloys 1984 (Fifth International Symposium). [s.l.]: TMS, 1984.
- [2] 胡壮麒, 刘丽荣, 金涛, 等. 镍基单晶高温合金的发展[J]. 航空发动机, 2005, 31(3): 1-7.  
HU Z Q, LIU L R, JIN T, et al. Development of the Ni-Base Single Crystal Superalloys[J]. Aeroengine, 2005, 31(3): 1-7.
- [3] 孙晓峰, 金涛, 周亦胄, 等. 镍基单晶高温合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2012, 31(12): 1-11.  
SUN X F, JIN T, ZHOU Y Z, et al. Research Progress of Nickel-Base Single Crystal Superalloys[J]. Materials China, 2012, 31(12): 1-11.
- [4] NARITA T, HANDOKO L T, SIREGAR M R T. A View of Compatible Heat-Resistant Alloy and Coating Systems at High-Temperatures[J]. AIP Conference Proceedings, 2009, 1169(1): 63-73.
- [5] NICHOLLS J R. Advances in Coating Design for High-Performance Gas Turbines[J]. MRS Bulletin, 2003, 28(9): 659-670.
- [6] ZHANG P M, SADEGHIMERESHT E, CHEN S L, et al. Effects of Surface Finish on the Initial Oxidation of HVOF-Sprayed NiCoCrAlY Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 364: 43-56.
- [7] SUN J, JIANG S M, YU H J, et al. Oxidation Behaviour of Pt Modified Aluminized NiCrAlYSi Coating on a Ni-Based Single Crystal Superalloy[J]. Corrosion Science, 2018, 139: 172-184.
- [8] 姚锐, 郭洪波, 彭徽, 等. NiCrAlYSi 涂层/DD6 单晶高温合金界面再结晶和互扩散行为[J]. 航空学报, 2011, 32(4): 751-757.  
YAO R, GUO H B, PENG H, et al. Recrystallization and Inter-Diffusion Behaviors of NiCrAlYSi Coating/DD6 Single Crystal Superalloy System[J]. Acta Aeronauticae Astronautica Sinica, 2011, 32(4): 751-757.
- [9] RAE C M F, REED R C. The Precipitation of Topologically Close-Packed Phases in Rhenium-Containing Superalloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(19): 4113-4125.
- [10] CHENG K Y, JO C Y, JIN T, et al. Effect of Re on the Precipitation Behavior of  $\mu$  Phase in Several Single Crystal Superalloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 536: 7-19.
- [11] MOUSAVI ANIJAN S H, BAHRAMI A. A New Method in Prediction of TCP Phases Formation in Superalloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 396(1/2): 138-142.
- [12] SEISER B, DRAUTZ R, PETTIFOR D G. TCP Phase Predictions in Ni-Based Superalloys: Structure Maps Revisited[J]. Acta Materialia, 2011, 59(2): 749-763.
- [13] MERCIER D, GAUNTT B D, BROCHU M. Thermal Stability and Oxidation Behavior of Nanostructured NiCoCrAlY Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 205(17/18): 4162-4168.
- [14] MORA-GARCÍA A G, RUIZ-LUNA H, MOSBACHER M, et al. Microstructural Analysis of Ta-Containing NiCoCrAlY Bond Coats Deposited by HVOF on Different Ni-Based Superalloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2018, 354: 214-225.
- [15] LIANG G Y, ZHU C, WU X Y, et al. The Formation Model of Ni-Cr Oxides on NiCoCrAlY-Sprayed Coating[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(15): 6468-6473.

- [16] LUGSCHEIDER E, HERBST C, ZHAO L D. Parameter Studies on High-Velocity Oxy-Fuel Spraying of MCrAlY Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 1998, 108/109: 16-23.
- [17] TEXIER D, MONCEAU D, HERVIER Z, et al. Effect of Interdiffusion on Mechanical and Thermal Expansion Properties at High Temperature of a MCrAlY Coated Ni-Based Superalloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 307: 81-90.
- [18] WU M Y, CHEN M H, ZHU S L, et al. Effect of Sand Blasting on Oxidation Behavior of K38G Superalloy at 1000 °C[J]. Corrosion Science, 2015, 92: 256-262.
- [19] CHEN M H, SHEN M L, ZHU S L, et al. Effect of Sand Blasting and Glass Matrix Composite Coating on Oxidation Resistance of a Nickel-Based Superalloy at 1000 °C[J]. Corrosion Science, 2013, 73: 331-341.
- [20] MONTERO X, ISHIDA A, MEIBNER T M, et al. Effect of Surface Treatment and Crystal Orientation on Hot Corrosion of a Ni-Based Single-Crystal Superalloy[J]. Corrosion Science, 2020, 166: 108472.
- [21] MIAO B, SONG L, CHAI Y T, et al. The Effect of Sand Blasting Pretreatment on Plasma Nitriding[J]. Vacuum, 2017, 136: 46-50.
- [22] YANG L L, CHEN M H, CHENG Y X, et al. Effects of Surface Finish of Single Crystal Superalloy Substrate on Cyclic Thermal Oxidation of Its Nanocrystalline Coating[J]. Corrosion Science, 2016, 111: 313-324.
- [23] STEKOVIC S. Low Cycle Fatigue of Single Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4 Coated with a New Coating IC1[C]// Proceedings of ASME 2005 International Mechanical Engineering Congress and Exposition, Orlando: [s.n.]. 2008.
- [24] LIANG T Q, GUO H B, PENG H, et al. Precipitation Phases in the Nickel-Based Superalloy DZ 125 with YSZ/CoCrAlY Thermal Barrier Coating[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(34): 8542-8548.
- [25] CHEN J H, LITTLE J A. Degradation of the Platinum Aluminide Coating on CMSX4 at 1100 °C[J]. Surface and Coatings Technology, 1997, 92(1/2): 69-77.
- [26] MURAKAMI H, SAKAI T. Anisotropy of Secondary Reaction Zone Formation in Aluminized Ni-Based Single-Crystal Superalloys[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(4): 428-431.
- [27] DAS D K, GLEESON B, MURPHY K S, et al. Formation of Secondary Reaction Zone in Ruthenium Bearing Nickel Based Single Crystal Superalloys with Diffusion Aluminide Coatings[J]. Materials Science and Technology, 2009, 25(2): 300-308.
- [28] LIU H, LI S, JIANG C Y, et al. Preparation and Oxidation Performance of a Low-Diffusion Pt-Modified Aluminide Coating with Re-Base Diffusion Barrier[J]. Corrosion Science, 2020, 168: 108582.
- [29] YANG L L, CHEN M H, WANG J L, et al. Microstructure and Composition Evolution of a Single-Crystal Superalloy Caused by Elements Interdiffusion with an Overlay NiCrAlY Coating on Oxidation[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 49-58.
- [30] SUZUKI A S, KAWAGISHI K, YOKOKAWA T, et al. Effect of Cr on Microstructural Evolution of Aluminized Fourth Generation Ni-Base Single Crystal Superalloys[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(11/12): 2769-2773.
- [31] 刘贺, 李帅, 余春堂, 等. 粘结层真空退火处理对热障涂层热循环寿命的影响研究[J]. 表面技术, 2020, 49(1): 35-40.
- LIU H, LI S, YU C T, et al. Influence of Bond-Coat Vacuum-Annealing on the Lifetime of EB-PVD TBCS[J]. Surface Technology, 2020, 49(1): 35-40.