doi: 10.11933/j.issn.1007−9289.20180927002

CoCrNiAlY 涂层制备工艺对组织形态及高温氧化行为的影响

范念青[1]，武芯羽[2]，夏志新[2]，巴依尔•白穆[2]，赖云亭[1]
(1. 苏州热工研究院有限公司，苏州 215004；2. 苏州大学 沙钢钢铁学院，苏州 215000)

摘　要: 为了研究 CoCrNiAlY 涂层微观组织结构对高温氧化行为和剥落行为的影响规律，采用激光熔覆技术和等离子喷涂工艺在 718 高温合金表面制备 CoCrNiAlY 涂层，观察其微观组织形态。利用 XRD 和 SEM 对 1150 ℃ 高温氧化试验样品进行氧化层物相分析和形貌观察。结果表明，激光熔覆制备的 CoCrNiAlY 涂层中形成了胞状亚结构的等轴晶凝固组织，相对于等离子喷涂制备的 CoCrNiAlY 涂层结构更致密，具有更优异的抗高温氧化性能。在高温氧化过程中，等离子喷涂 CoCrNiAlY 涂层生成了以 Cr_2O_3 结构为主的复合氧化膜。激光熔覆 CoCrNiAlY 涂层生成 Al_2O_3 结构的单一氧化膜，而且熔覆层中原位形成的 Y_2O_3 钉扎作用能有效提高氧化膜的抗剥落性。文中系统分析讨论了两种不同工艺制备的组织形态对高温氧化膜形成机制的影响，激光熔覆涂层在高温下主要是以界面扩散方式形成致密的 Al_2O_3 膜，等离子喷涂涂层在高温下以界面反应的方式快速形成 Cr_2O_3 复合氧化膜。

关键词: CoCrNiAlY 涂层；激光熔覆；等离子喷涂；高温氧化
中图分类号: TG174.44; TG178　　**文献标志码:** A　　**文章编号:** 1007−9289(2019)01–0098–10

Effects of Processing Technique on Microstructure and High Temperature Oxidation Behavior of CoCrNiAlY Coating

FAN Nianqing[1], WU Xinyu[2], XIA Zhixin[2], BAYER• Baimu[2], LAI Yunting[1]
(1. Suzhou Nuclear Power Research Institute, Suzhou 215004, China; 2. Shagang School of Iron and Steel, Soochow University, Suzhou 215000, China)

Abstract: CoCrNiAlY coatings on the 718 superalloy surface were produced by laser melting depositing technique and air plasma spraying process. The microstructure was observed to study the effect of microstructure on high temperature oxidation behavior and spallation behavior of the CoCrNiAlY coating. Phase and oxide layer morphology exposed to high temperature oxidation at 1150 °C were analyzed by XRD and SEM. Results show that the surface of the CoCrNiAlY coating prepared by laser melting deposition is denser and exhibits more excellent resistance to high temperature oxidation than that of the air plasma spraying CoCrNiAlY coating. During the high temperature oxidation, the air plasma spraying CoCrNiAlY coating produces an oxide layer containing Cr_2O_3 as a main component, and the laser melting deposited CoCrNiAlY coating forms the oxide layer with Al_2O_3 as the main component shows good spalling resistance. In-situ Y_2O_3 particles formed in the CoCrNiAlY coating during laser melting deposition are thought to be beneficial for anchoring the oxide layer. The effects of processing technique of the CoCrNiAlY coating on microstructure formation and high temperature oxidation mechanism were analyzed. Oxidation of the laser melting deposited CoCrNiAlY coating yields a dense Al_2O_3 layer through interfacial diffusion, while oxidation of the air plasma spraying coating results in a composite Cr_2O_3 layer through interface reaction.

Keywords: CoCrNiAlY coating; laser melting deposition; air plasma spraying; high temperature oxidation

---

收稿日期：2018-09-27；**修回日期：**2019-01-05

通信作者：夏志新 (1982—)，男 (汉)，副教授，博士；**研究方向：**金属增材制造与表面改性；**E-mail：**xiazhixin2000@163.com

基金项目：国家重点 R&D 项目 (2018YFB1105801); 国家自然科学基金 (51701134, 51675359, 51501121); 江苏省自然科学基金 (BK20150329)

Fund：Supported by National Key R&D Program of China (2018YFB1105801), National Natural Science Foundation of China (51701134, 51675359, 51501121) and Natural Science Foundation of Jiangsu Province (BK20150329)

引用格式：范念青, 武芯羽, 夏志新, 等. CoCrNiAlY 涂层制备工艺对组织形态及高温氧化行为的影响[J]. 中国表面工程, 2019, 32(1): 98-107.
FAN N Q, WU X Y, XIA Z X, et al. Effects of processing technique on microstructure and high temperature oxidation behavior of CoCrNiAlY coating[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(1): 98-107.

0　引　言

燃气轮机或蒸汽轮机的高温服役工况要求高温结构材料兼顾高温力学性能与抗氧化腐蚀性能。通常在高温结构材料表面制备高温热障涂层实现两种性能的有机结合，以满足服役性能需求，这一技术已经被广泛地应用于能源、航空航天等领域。以 MCrA1Y 合金为代表的高温热障涂层性能优良，是目前涂层防护系统中重要的研究方向之一[1-2]。在制备 MCrAlY 涂层的技术中，等离子喷涂技术和电子束物理气相沉积技术较为成熟[3]。然而，这些方法制备的涂层致密度较低，存在大量的气孔和缝隙，而且涂层与基体的结合强度较低，在高温服役过程中涂层容易脱落导致失效。为提高涂层的抗高温氧化性，激光熔覆技术等新兴技术也被逐渐应用于此类涂层的研究[3-4]。激光熔覆能够形成与基体冶金结合的致密组织，涂层与基体的结合强度大幅提高。然而，涂层的抗氧化性能不仅取决于结合强度，还与成分、组织、制备工艺有关。激光熔熔覆 NiCoCrAlY 涂层的高温氧化行为研究表明：能够在涂层表面形成单一的 Al_2O_3 热生长氧化膜，不同于等离子喷涂形成的 Al_2O_3、Cr_2O_3 等混合氧化物，氧化速率也明显降低，同时具有良好的抗剥落能力[5-7]。此外，氧化膜的剥落与形成的氧化物类型有关。涂层组织结构制约合金元素的扩散，会影响氧化物生长热力学和动力学条件。因此，深入研究涂层组织微观结构对氧化行为和剥落行为具有积极的意义。

文中对比研究激光熔覆涂层和等离子喷涂涂层的高温氧化性能和氧化层动力学行为，重点讨论激光熔覆涂层表面组织形态对高温氧化膜形成机制的影响，为 CoCrNiAlY 涂层的应用提供技术基础和理论依据。

1　试　验

选用 718 镍基合金作为基体材料 (各元素质量分数为：19% Cr、1% Co、0.7% Al、22% Fe、Ni 余量)。涂层材料是 CoCrNiAlY 合金粉末 (26.5% Cr、33% Ni、5.6% Al、0.8% Y、Co 余量)，粉末粒度为 30~74 μm，流动性为 18.56 (s/50 g)。制备涂层前需要使用 400 和 1000 号的水磨金刚石砂纸对基体材料进行研磨，使涂层表面平滑，再使用无水乙醇清洗。

采用 APS-2000K 型大气等离子喷涂设备制备涂层，参数如下：喷涂距离 90 mm，喷涂速度 500 mm/s，送粉率 10 g/min，主气 Ar 流量 90 L/min，辅气 H_2 流量 15 L/min。涂层厚度约为 80 μm。同时，利用 IPG2000KW 光纤激光器+Kuka 机器人系统实现激光熔覆制备涂层，粉末通过进给速度为 3~4 g/min、扫描速度为 6 mm/s的光内送粉喷嘴喷出，激光功率 800 W，离焦量−3 mm。激光熔覆涂层通过单道送粉搭接方式完成，扫描重叠率是 25%。过程使用氩气作为保护气体和粉末携带气体，避免原料与空气发生化学反应，激光熔覆涂层最终厚度约 0.5 mm。

样品制备完成后，对样品表面依次使用 400、800 和 1000 号的水磨金刚石砂纸对样品进行机械研磨，随后采用粒度为 2.5 μm 的金刚石抛光膏机械抛光，抛光结束后立即使用无水乙醇进行超声波清洗。制备金相组织所用腐蚀液的成分配比为：20 mL H_2O，20 ml HCl 和 4 g $CuSO_4$，利用光镜和扫描电镜 (SEM) 观察两种涂层表面的微观组织形貌。使用线切割机将试样切成 10 mm×10 mm×2 mm 的方块。采用热处理炉 (KSL-1150X) 进行高温氧化试验。设定加热温度为 1150 ℃，氧化时间为 100 h。随后把装有试样的坩埚依次置于炉内氧化,分别在 1、3、10、30、50 和 100 h 后取出，空冷至室温。利用 Ultima Ⅳ型多功能 X 射线衍射仪 (XRD) 对氧化试验后样品进行物相分析，并利用 SU5000 热场发射扫描电子显微镜 (SEM) 及附带的能谱仪 (EDS) 观察涂层表面和截面微观组织，测定样品表面的元素种类和含量。采用 CSM Nano-indentation 设备对氧化层进行纳米划痕试验，测试分析氧化层与基体的结合强度。采用 Rockwell 金刚石压头进行纳米压痕测试，压头半径 100 μm，载荷为 5 N，划痕试验采用位移控制加载模式，加载速率为 0.27 mm/s，卸载时间 10 s。

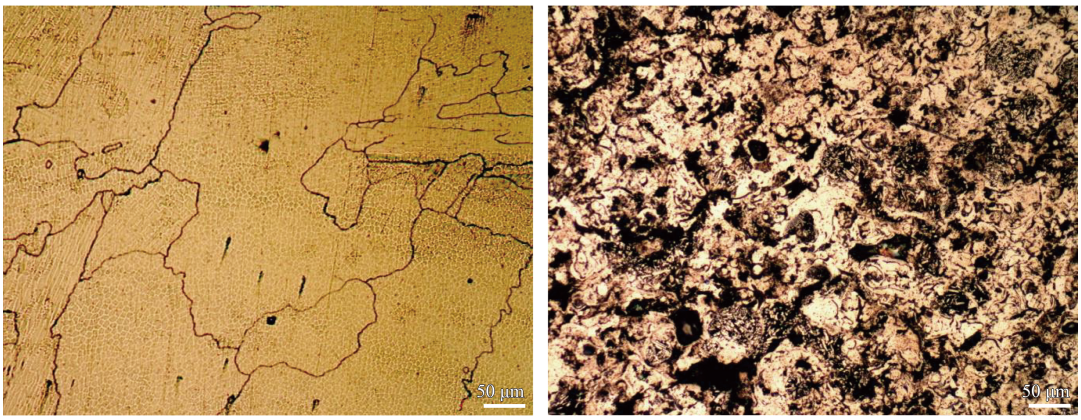
2　结果与讨论

2.1　涂层组织与氧化膜物相分析

图 1(a) 为采用激光熔覆技术制备的 CoCrNiAlY 涂层的扫描电镜显微照片。涂层表面组织由形状不规则的晶粒组成，晶粒较小且分布均匀，这是由于激光熔覆过程中能量密度高，熔池快速凝固造成的。图 1(b) 表明等离子喷涂涂层表面组织分

布着细小的孔洞和一些针状颗粒。另外，由于等离子喷涂工艺的特殊性，在图 1(b) 涂层中存在未完全融化的熔融状态喷涂粉末。采用 XRD 对样品进行物相分析，图 2 结果表明，采用激光熔覆技术和等离子喷涂制备的 CoCrNiAlY 涂层主要物相组成为 $AlNi_3$ 结构的 γ-(Co，Ni，Cr) 固溶体。激光熔覆的涂层晶粒内存在网状凸起的胞状亚结构，这是一种稳定的位错结构，可以提高材料的力学性能[8]。

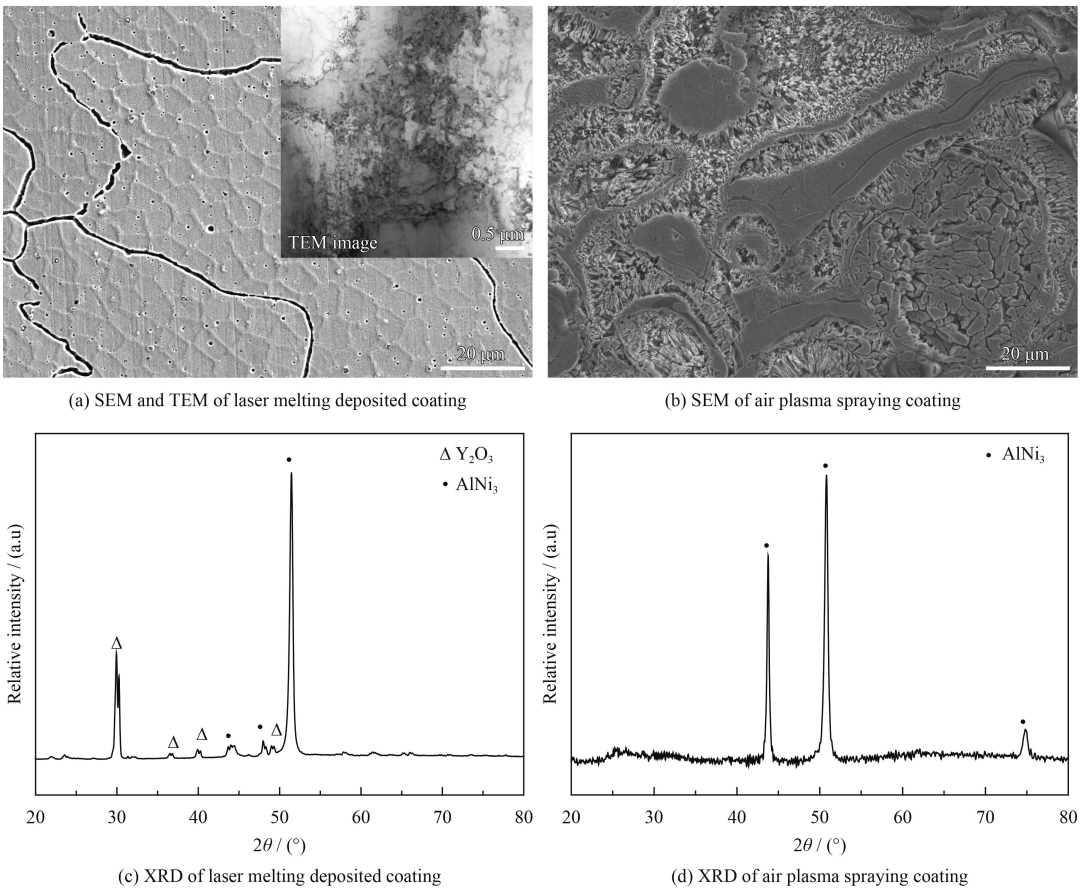
经过高温氧化试验后，涂层表面生成了不同的氧化物，采用 XRD 对样品进行物相分析。图 3 结果表明，在高温氧化反应进行的过程中，激光



(a) Laser melting deposited coating (b) Air plasma spraying coating

图 1 不同工艺制备涂层表面微观形貌

Fig.1 Surface microstructures of the coatings at different processes

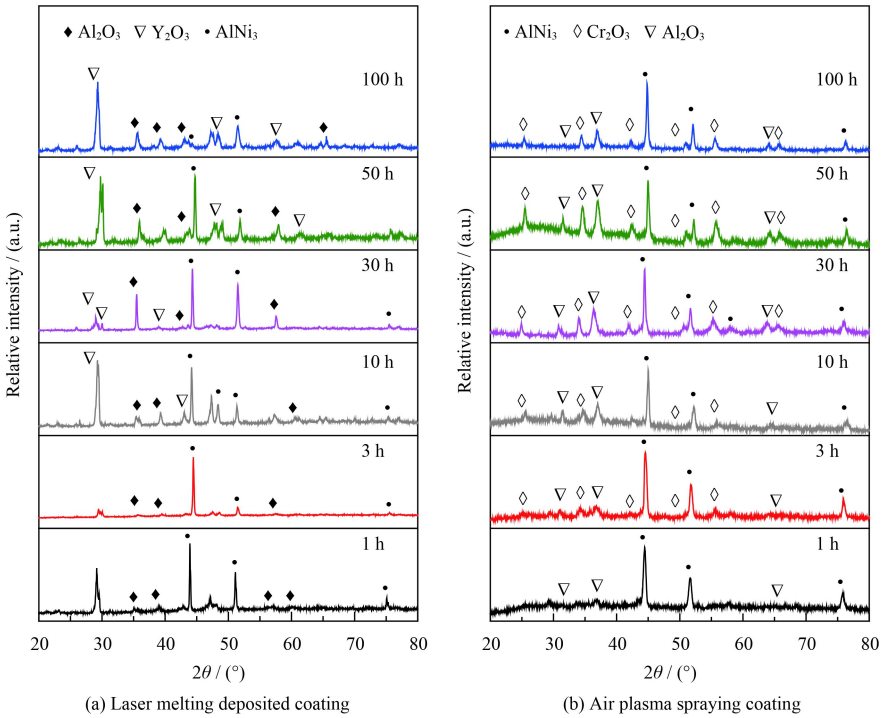


(a) SEM and TEM of laser melting deposited coating (b) SEM of air plasma spraying coating

(c) XRD of laser melting deposited coating (d) XRD of air plasma spraying coating

图 2 不同工艺制备涂层 SEM 形貌与 XRD 图谱

Fig.2 SEM images and XRD patterns of the coatings fabricated at different process



(a) Laser melting deposited coating　　(b) Air plasma spraying coating

图 3　激光熔覆和等离子喷涂涂层的 XRD 图谱

Fig.3　XRD patterns of laser melting deposited and air plasma spraying coatings

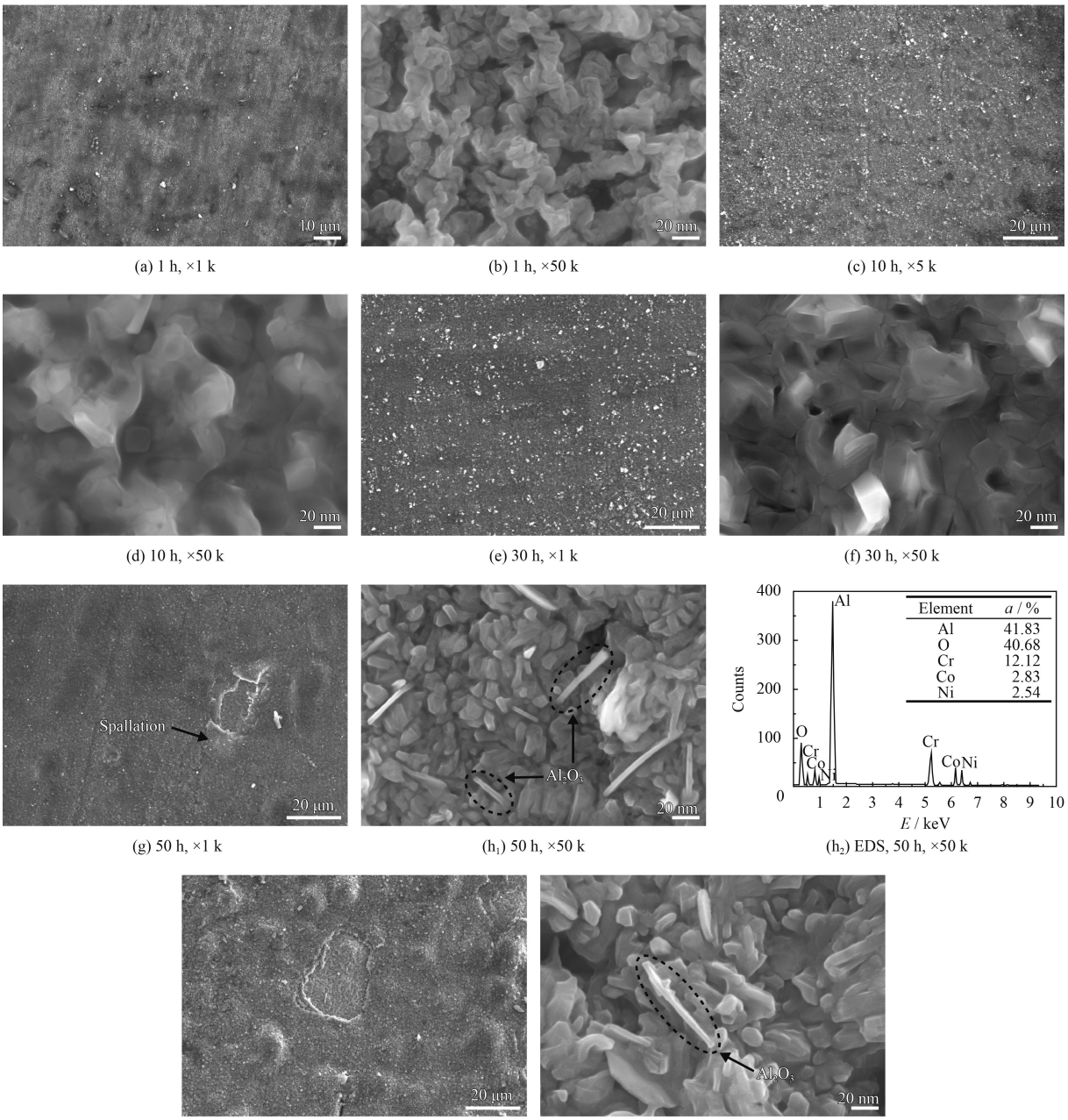
熔覆涂层表面生成了 α-Al_2O_3。α-Al_2O_3 晶体内部原子排列紧密有序，氧离子成密排六方结构，处于热力学最稳定的状态[9]。而等离子喷涂涂层表面除了 α-Al_2O_3 结构的氧化物，氧化膜的主要成分是 Cr_2O_3 晶体结构的复合氧化物，随着氧化时间延长，氧化膜结构未出现变化。两种涂层合金成分完全一致，而在相同氧化条件下氧化膜类型存在显著区别，氧化物形成机制可能跟涂层微观组织结构有关。

2.2　氧化物形貌观察

图 4 分别为激光熔覆制备的样品在高温氧化试验进行 1、10、30、50 和 100 h 后的氧化层表面的 SEM 形貌像。由图可知，随着氧化时间的增加，涂层表面逐渐生成热生长氧化物，铝元素不断向涂层外侧扩散，Al_2O_3 晶粒逐渐长大。蠕虫状结晶是 α-Al_2O_3 生长的典型方式[10]。细小的颗粒不断相互接触与融合，会呈现出空间网状的显微结构，如图 4(b) 所示。在图 4(g)(i) 中，初生氧化层的粘结力不足并发生局部脱落。随着氧化时间的增加，尽管在 50 h 出现小幅面积脱落，但其他区域的氧化膜依然保持致密的结构。结合 EDS 和 XRD 结果以及文献报道[11]分析可知图 4(h) 和图 4(j) 圈出的针状组织结构为 θ-Al_2O_3。

等离子喷涂涂层氧化试验样品根据 EDS 分析显示，高温氧化 1 h 时涂层表面生成的是 Al_2O_3 为主复合氧化物。该氧化物颗粒呈细小的碎石状，结构较为致密，对基体具有一定的保护作用。由于 Cr 的氧化物生长速度快，氧化膜生长应力逐渐增加，10 h 后涂层表面已产生裂纹 (图 5(e))。Cr_2O_3 结构的富 Cr、Co、Ni 的复合氧化物具有较高的生长速率，当氧化膜的厚度超过临界厚度，内应力水平超过了氧化膜之间或与基体之间的结合强度，就出现大面积的剥落。相对而言 Al_2O_3 结构的氧化膜不仅在高温环境下能起到有效的防护作用，还有更低的生长速率，涂层不容易因为内应力过大而产生裂纹并剥落。氧化层缺陷的增加会导致涂层质地更脆，内部氧化加剧，更容易脱落[12]。如图 5(g) 所示，氧化 30 h 后涂层表面脱落现象严重，大面积氧化膜剥落后暴露出内部的层状组织。在继续氧化过程中会继续形成图 5(j) 中的针状 Cr_2O_3。

为了系统分析不同组织对氧化膜结构的影响，综合分析氧化膜形成的热力学和动力学因素。根据 1150 ℃ 时的标准生成吉普斯自由能



(a) 1 h, ×1 k (b) 1 h, ×50 k (c) 10 h, ×5 k

(d) 10 h, ×50 k (e) 30 h, ×1 k (f) 30 h, ×50 k

(g) 50 h, ×1 k (h_1) 50 h, ×50 k (h_2) EDS, 50 h, ×50 k

(i) 100 h, ×1 k (j) 100 h, ×50 k

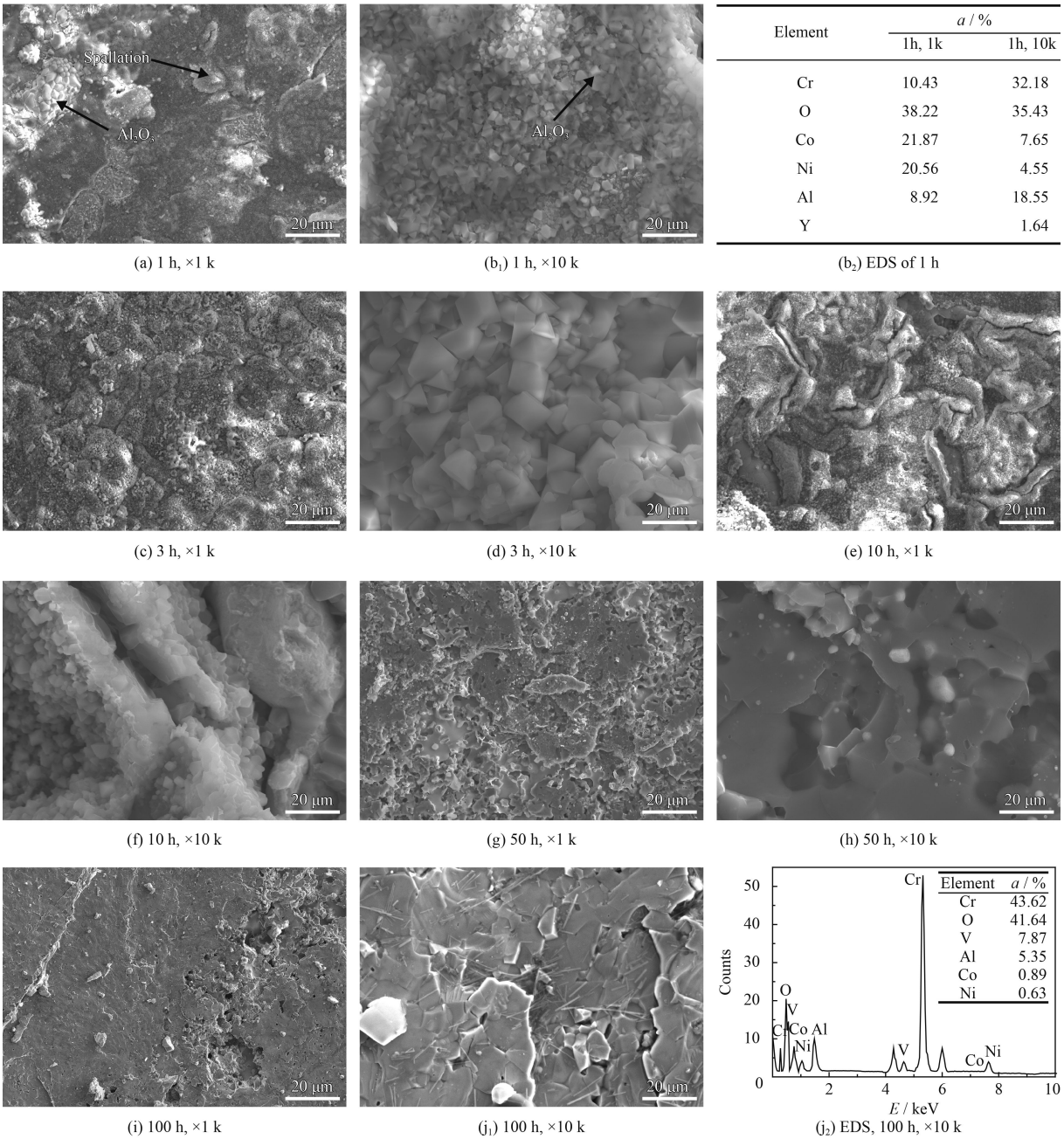
图 4 不同氧化时间处理后的激光熔覆涂层氧化膜表面形貌

Fig.4 Surface microstructures of laser melting deposited coatings oxidized for different time

(表 1)，涂层中各元素与氧气结合生成的氧化物中，Al_2O_3 的标准吉普斯自由能最小。热力学分析上可知高温下最容易形成的氧化物是 Al_2O_3，其次是 Cr_2O_3。

由图 6 可知，随着氧化时间逐渐增加，激光熔覆涂层表面氧化层的 Al 元素和氧元素含量逐渐增加，这是 Al 元素不断向外扩散，氧离子和铝离子不断结合生成 Al_2O_3 的结果。致密的 Al_2O_3 氧化膜可以有效地保护基体。

在等离子喷涂涂层表面 1150 ℃ 氧化初期 1 h 的氧化膜中，根据图 3(b) 的 XRD 谱图和图 5(b_2) 能谱结果，可以认为初期形成的氧化膜是 Al_2O_3 为主的复合氧化物。然而，在等离子喷涂涂层氧化过程中，涂层中 Cr 的浓度约为 Al 的 2.25 倍。随着氧化反应的进行，由于 Cr 元素浓度较高，其原子与氧元素接触的机会越多，易促进氧化反应的发生。空气中的 O_2 很容易渗入到疏松的涂层内部与 Cr 元素直接反应生成氧化物。因



Element	a / %	
	1h, 1k	1h, 10k
Cr	10.43	32.18
O	38.22	35.43
Co	21.87	7.65
Ni	20.56	4.55
Al	8.92	18.55
Y		1.64

(a) 1 h, ×1 k　(b$_1$) 1 h, ×10 k　(b$_2$) EDS of 1 h

(c) 3 h, ×1 k　(d) 3 h, ×10 k　(e) 10 h, ×1 k

(f) 10 h, ×10 k　(g) 50 h, ×1 k　(h) 50 h, ×10 k

(i) 100 h, ×1 k　(j$_1$) 100 h, ×10 k　(j$_2$) EDS, 100 h, ×10 k

Element	a / %
Cr	43.62
O	41.64
V	7.87
Al	5.35
Co	0.89
Ni	0.63

图 5　不同氧化时间处理后的等离子喷涂涂层氧化膜表面形貌

Fig.5　Surface microstructures of air plasma spraying coatings oxidized for different time

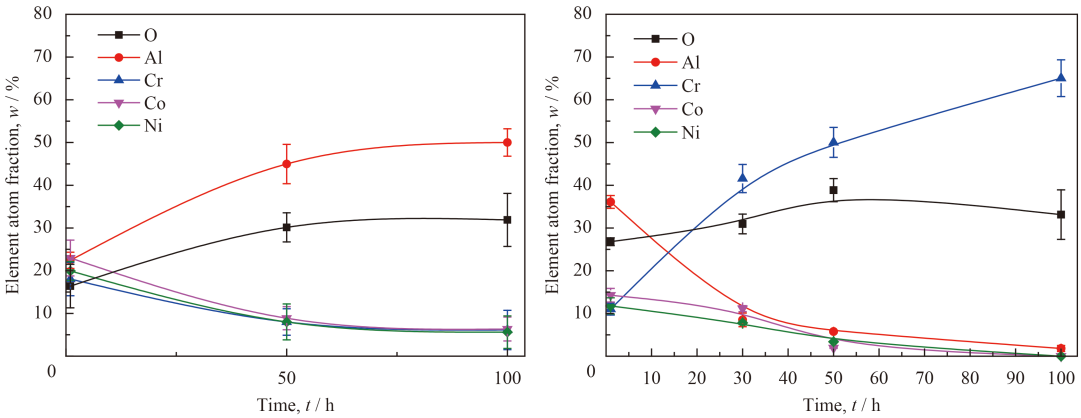
此，等离子喷涂的涂层表面氧化物的生长机制并不是金属元素不断向外扩散的模式，等离子涂层表面氧化后期生成的氧化物结构主要是 Cr_2O_3 结构的复合氧化物。

在等离子喷涂涂层中，稀土 Y 仍固溶在基体中，能够使得 Cr_2O_3 的生长机制发生逆转[14]，Y 进一步促进合金元素的扩散，使得 Cr_2O_3 优先形成并填充于涂层内部大量的空隙和裂纹，并抑制 Al_2O_3 的生成。然而，激光熔覆过程中稀土 Y 已经形成了 Y_2O_3 而无法促进合金元素的扩散，Cr_2O_3 的生长无法通过 Cr 的外向扩散进行的，因此主要通过 Al 的扩散形成 Al_2O_3。

表 1　标准生成吉普斯自由能数据 (1150 ℃)[13]

Table 1　Standard generation of Gibson free energy data (1150 ℃)[13]

Compound	Standard gypsy free energy / (kJ·mol^{-1})
Al_2O_3	−1239.1
Cr_2O_3	−769.6
Y_2O_3	−106.2



(a) Laser melting deposited coating (b) Air plasma spraying coating

图 6 激光熔敷涂层和等离子喷涂涂层表面元素含量变化

Fig.6 Element content variation of laser melting deposited coating and air plasma spraying coating

2.3 氧化动力学分析

经过 100 h 的高温氧化试验，获得激光熔覆涂层和等离子喷涂涂层表面的氧化层厚度变化曲线，即氧化动力学曲线，如图 7(a) 所示。等离子喷涂 CoCrNiAlY 涂层表面脱落和内部氧化严重，3 h 后涂层已经出现整体氧化现象，无法测量分析氧化 3 h 后等离子喷涂涂层截面上氧化膜厚度。通过对比可以发现，等离子喷涂制备的涂层上的氧化层的生长速率要远大于激光熔覆涂层。由于等离子喷涂涂层出现整体氧化现象无法分析氧化动力学行为，因此重点分析激光熔覆涂层的氧化动力学行为。

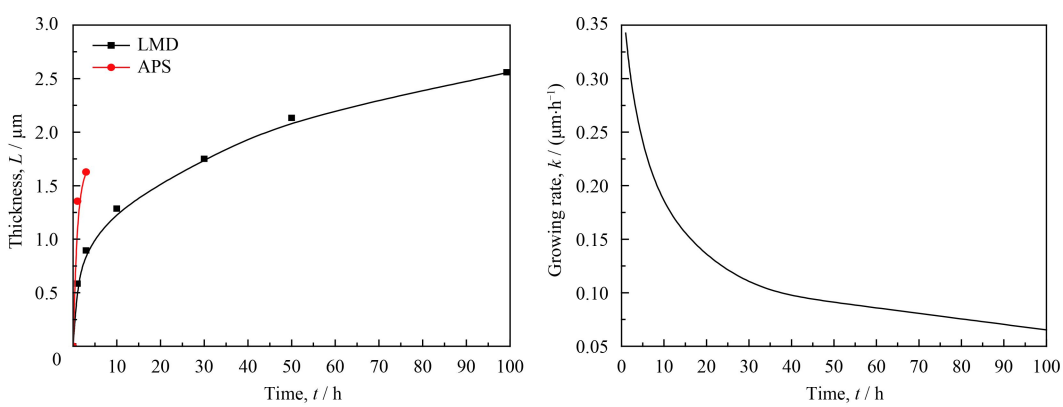
激光熔覆 CoCrNiAlY 涂层的氧化动力学曲线是呈抛物线型的。图 7(b) 是激光熔覆涂层由厚度拟合的氧化膜生长速率变化曲线。根据简单抛物线的规律可计算氧化物的生长速率常数 k：

$$L^2 = kT \tag{1}$$

式中 L 为氧化膜厚度，μm；T 为氧化时间，h。

初始阶段的氧化膜生长速率较大，随着氧化时间的增加，氧化膜生长速率会逐渐降低。在氧化反应的进行的初期，空气中的氧气吸附在材料的表面，从分子状态分解为原子状态，再与金属元素结合形成氧化物[15]。该阶段的氧化速率是受界面反应控制。材料表层不断形成致密的氧化膜，氧化反应会逐渐受到离子扩散速率的限制，以扩散方式形成 Al_2O_3，因此 Al_2O_3 氧化膜的生长速率会逐渐降低。

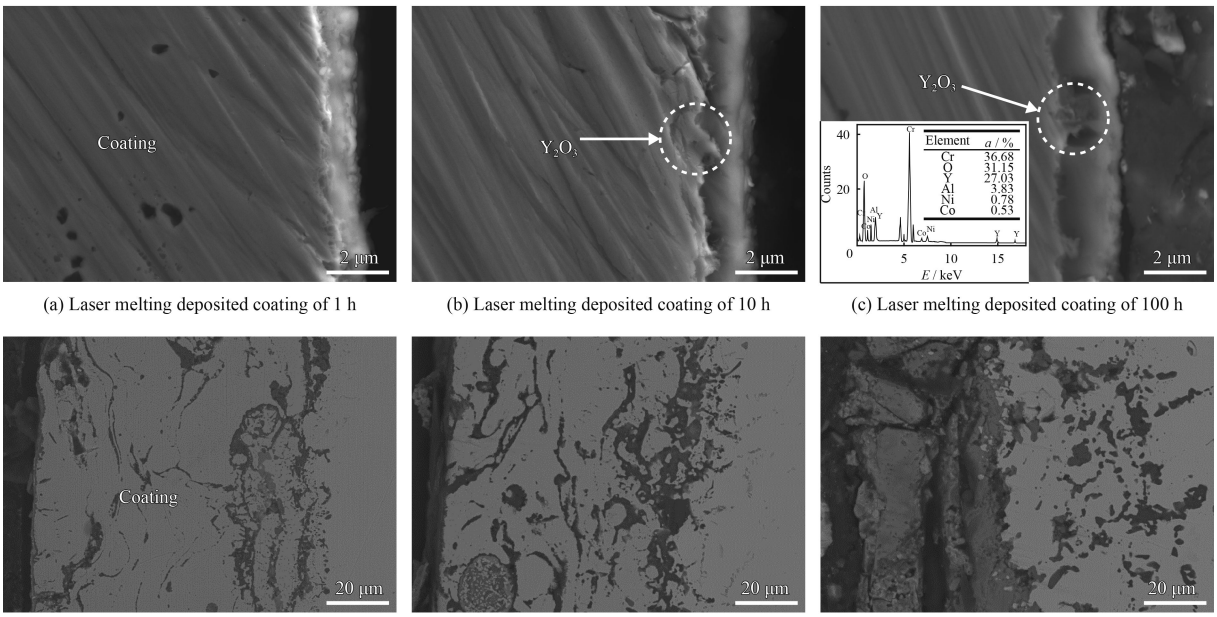
如图 8 所示，激光熔覆 CoCrNiAlY 涂层上形成的氧化物质地紧密，厚度均匀。Y_2O_3 有利于提高热生长氧化膜层之间的机械稳定，对增强界面韧性有一定作用[16]。在激光熔化沉积过程中形成弥散的 Y_2O_3 氧化物能够钉扎氧化膜抑制其剥离。



(a) Oxidation kinetics curve (b) Growth rate of laser melting deposited coating

图 7 激光熔敷涂层和等离子喷涂涂层氧化动力学曲线与生长速率

Fig.7 Oxidation kinetics and growth rate of the laser melting deposited coating and the air plasma spraying coating



(a) Laser melting deposited coating of 1 h　(b) Laser melting deposited coating of 10 h　(c) Laser melting deposited coating of 100 h

(d) Air plasma spraying coating of 1 h　(e) Air plasma spraying coating of 10 h　(f) Air plasma spraying coating of 50 h

图 8　激光熔覆涂层氧化物和等离子喷涂涂层氧化物的截面形貌

Fig.8　Cross-section microstructures of oxidations for laser melting deposited coatings and air plasma spraying coatings

然而，等离子喷涂 CoCrNiAlY 涂层在氧化初期形成的氧化物对基底有一定的保护作用，但从图 8(e) 可以看出，因为氧化层表面产生裂纹的裂纹，内部形成了大面积的空隙，空气可以直接接触涂层内部，以界面反应的方式快速生成 Cr_2O_3，内应力逐步增加导致表面裂纹更严重，氧化层逐渐脱落。

为进一步分析激光熔覆过程中形成的 Y_2O_3 氧化物对氧化膜剥落的实际作用，利用纳米划痕试验和扫描电镜显微技术，对样品微观情况下的涂层与氧化层界面结合情况进行了表征分析。划痕法是用一个半径为 100 μm 的球形金刚石压头在薄膜表面上滑动，在此过程中通过自动加载机构连续加垂直载荷 L，当压头完全划透薄膜并使之从其基体上连续剥离所需要的最小载荷，这一载荷 L 称为临界载荷，用 L_c 表示。金刚石压头对其前方的氧化膜产生压应力，加上自身产生的残余内应力，均以弹性应变能的形式贮存在氧化膜及其与基体的界面层中；在划痕过程中，由于泊松效应使压应力转变为张应力，从而使氧化膜及界面层同时受到剪应力和张应力的联合作用，应变能以形成界面层裂纹和使氧化膜-基体分离两种主要形式释放出来. Laugie[17]将产生这种界面失效的应力 σ 与此界面的粘附能 W 联系起来得出公式 (2)

$$W=\frac{1}{2}t_f\sigma^2/E \tag{2}$$

式中，W 是膜-基界面的粘附能，t_f 是氧化膜的厚度，σ 是界面失效的应力，E_f 是氧化膜的杨氏模量。

Attar 在 Burnett 和 Bul 等工作的基础上，进一步改进[18]，得

$$\sigma = {}^{vF}/_{A} = {}^{v\mu L}/_{(t_f d)} \tag{3}$$

式中，μ 是摩擦因数，v 是泊松比，F 是摩擦力，L 是垂直载荷，A 是作用面积，d 是划痕宽度，将式 (3) 代入式 (2)，得

$$W = \frac{t_f}{2E_f}\left[{}^{v_f\mu_c L_c}/_{(t_f d_c)}\right]^2 \tag{4}$$

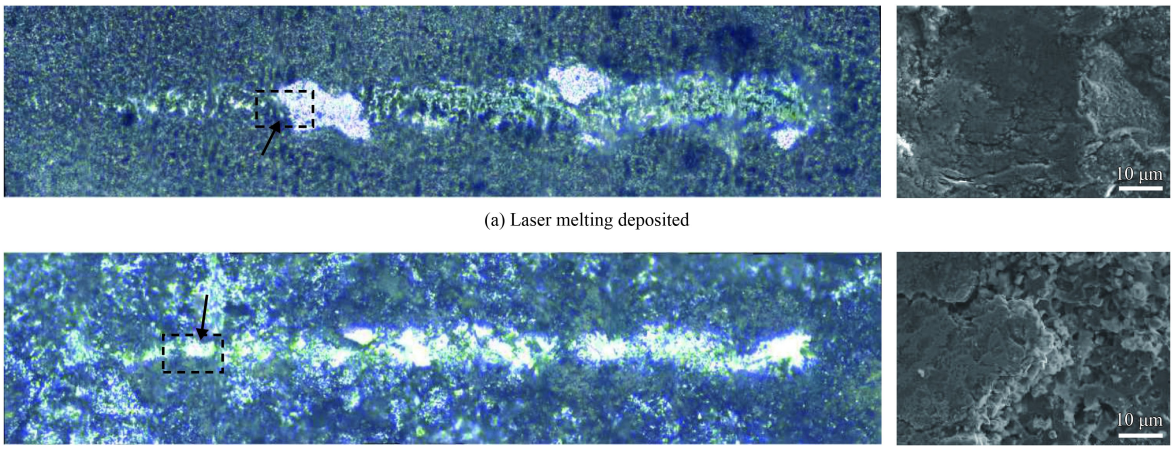
式 (4) 变形可得

$$L_c = \frac{d_c}{v_f\mu_c}(2t_f E_f W)^{\frac{1}{2}} \tag{5}$$

式中，L_c 是临界载荷，μ_c 临界载荷 L_c 作用下的压头与氧化膜-基体组合体之间摩擦因数，d_c 临界载荷 L_c 作用下的划痕宽度。

通过计算可得出激光熔覆法制备的 CoCrNiAlY 涂层的氧化膜的结合强度用临界载荷表达，L_c= 32.3 N，等离子喷涂涂层的氧化膜的结合强度用临界载荷表达，L_c=18.5 N。纳米划痕试验表明激光

熔覆涂层氧化膜发生剥落的临界载荷远大于喷涂涂层氧化膜发生剥落的临界载荷，结合图 9 中氧化膜剥离形貌，证实 Y_2O_3 能够有效钉扎氧化膜，抑制氧化膜剥离。



(a) Laser melting deposited

(b) Air plasma spraying

图 9 激光熔覆与等离子喷涂涂层氧化物纳米划痕试验结果

Fig.9 Nano scratch results of oxide layer in laser melting deposited and air plasma spraying coatings

3 结 论

(1) 激光熔覆涂层氧化膜发生剥落的临界载荷显著高于等离子喷涂涂层氧化膜发生剥落的临界载荷，主要原因是 Y 元素在激光熔覆层内部生成大量的 Y_2O_3，在氧化过程中具有钉扎氧化膜的作用，增强涂层和氧化层之间的结合力，抑制氧化膜发生剥落。

(2) 激光熔覆涂层在高温下具有良好的抗氧化性能，主要是以界面扩散方式形成致密的 Al_2O_3 膜。等离子喷涂涂层中稀土元素 Y 以固溶的形式存在基体中，可以促进 Cr_2O_3 的生长机制发生逆转，叠加组织结构多孔疏松的效应，在高温下以界面反应的方式快速形成 Cr_2O_3。

参考文献

[1] 王心悦, 辛丽, 韦华, 等. 高温防护涂层研究进展[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2013, 25(3): 175-183.
WANG X Y, XIN L, WEI H. Research progress of high temperature protective coatings[J]. Corrosion science and protection technology, 2013, 25(3): 175-183 (in Chinese).

[2] 贾近, 刘赛月, 孟君晟, 王铀. 面向高端装备零部件的稀土改性 MCrAlY 涂层[J]. 中国表面工程, 2018, 31(5): 54-62.
JIA J, LIU S Y, MENG J S, WANG Y. MCrAlY Coating Modified by Rare Earth for High-end Equipment Parts[J]. China surface engineering, 2018, 31(5): 54-62 (in Chinese).

[3] LIU X B, GU Y J. Plasma jet γ/Cr3C3 composite coating on steel[J]. Material Letters, 2006, 60: 577-580.

[4] 张阳, 黄传兵, 骆丽杰, 兰昊, 李建保, 张伟刚. 激光熔覆 CoNiCrAlY 高温合金格栅的高速刮削性能[J]. 中国表面工程, 2018, 31(2): 165-171.
ZHANG Y, HUANG C B, LUO L J, et al. High-speed scraping properties of grid-structured CoNiCrAlY superalloy by laser cladding[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(2): 165-171 (in Chinese).

[5] MARTINA D, ALESSIO F, ALESSANDRO L, et al. Isothermal oxidation resistance comparison between air plasma sprayed, vacuum plasma sprayed and high velocity oxygen fuel sprayed CoNiCrAlY bond coats[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 204(15): 2499-2503.

[6] PEREIRA J, ZAMBRANO J, TOBAR M J, YANEZ A, AMIGO V. High temperature oxidation behavior of laser cladding MCrAlY coatings on austenitic stainless steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 270(5): 243-248.

[7] LUO L R, SHAN X, ZOU Z H, et al. A high performance NiCoCrAlY bond coat manufactured using laser powder deposition[J]. Corrosion Science, 2017, 126(7): 356-365.

[8] PEREIRA J, ZAMBRANO J, LICAUSI M, et al. Tribology and high temperature friction wear behavior of MCrAlY laser cladding coatings on stainless steel[J]. Wear, 2015, 330(1): 280-287.

[9] 孙超, 王启民, 唐永吉, 等. 电弧离子镀 NiCoCrAlY 涂层的组织结构及初期氧化[J]. 金属学报, 2005, 41(11): 1167-1173.
SUN C, WANG Q M, TANG Y J, et al. Microstructure and Initial Stage Oxidation of NiCoCrAlY Coatings Deposited by ARC ION Plating Technique[J]. Acta Metallrugica Sin-

ica, 2005, 41(11): 1167-1173 (in Chinese).

[10] SHAHZAD S, ZHANG Y D, WANG H F, et al. Effect of Re on High Temperature Oxidation Behavior of MCrAlY Coated Alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2015, 44(S1): 316-319.

[11] FEIZABADI A, DOOLABIN M S, SADMEZHAAD S K, REAZEI M. Cyclic oxidation characteristics of HVOF thermal-sprayed NiCoCrAlY and CoNiCrAlY coatings at 1000 ℃[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 746(2): 509-519.

[12] BRANDL W, MARGINEAB G, MAGHET D, et al. Effects of specimen treatment and surface preparation on the isothermal oxidation behavior of the HVOF-sprayed MCrAlY coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2004, 188(1): 20-26.

[13] PENG X, WANG F. High-temperature oxidation of aerospace materials[C]. Aerospace Materials Handbok. Florida: CRC press, 2012: 237-251

[14] 赵增祺, 李素珍, 熊玮, 颜玉新, 李碚. 稀土 Y 离子注入对形成不同氧化膜合金的高温氧化性能的影响[J]. 稀土, 1999, 20(8): 31-34.
ZHAO Z Q, LI S Z, XIONG W, YAN Y X, LI B. Effect of Y Ion Implantation on High Temperature Oxidation Resistance of the Al loys with Diff erent Kinds of Oxide Films[J]. Chinese Rare Earths, 1999, 20(8): 31-34 (in Chinese).

[15] YUAN K, PENG R L, LI X H et al. Some aspects of elemental behaviour in HVOF MCrAlY coatings in high-temperature oxidation[J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 261(1): 86-101.

[16] 杨珍, 鲁金涛, 赵新宝, 等. 稀土元素对合金高温氧化的影响[J]. 中国稀土学报, 2014, 32(06): 641-649.
YANG Z, LU J T, ZHAO X B, et al. Effect of Rare Earth Elements on High Temperature Oxidation of Metals[J]. Journal of the Chinese Society of Rare Earths, 2014, 32(06): 641-649 (in Chinese).

[17] LAUGIER M T. Adhesion of TiC and TiN coatings prepared by chemical vapour deposition on WC-Co-based cemented carbides[J]. Journal of Materials Science, 1986, 21(7): 2269-2272.

[18] ATTAR F, THOMAS J. Adhesion evaluation of thin ceramic coatings on tool steel using thescratch testing technique[J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 78(1): 87-102.

• 本刊讯 •

第十七届全国钛及钛合金会议将在南京召开

由中国有色金属学会主办的全国钛及钛合金学术交流会，自 1973 年在宝鸡成功举办第一届会议以来，已先后在宝鸡、广州、北京、大连、无锡、洛阳、上海、哈尔滨、西安等地连续成功举办了 16 届，并逐步发展成为我国钛行业的科技盛会和钛领域重要的产学研交流平台，为提高我国钛及钛合金科研水平、推动我国钛工业的发展做出了重大贡献。

近年来，我国航空航天、海洋工程、生物医疗等领域对钛及钛合金材料的需求日益增多，增材制造等工业技术也得到了快速发展和应用。值此钛研究和钛工业发展机遇与挑战并存之际，经组委会商议，第十七届全国钛及钛合金学术交流会定于 2019 年 4 月 14—18 日在南京钟山宾馆（江苏省会议中心）召开。会议将就我国近年来钛及钛合金方面的科学研究、技术开发、技术改造和工程应用等方面进行交流。欢迎钛及钛合金冶金、材料、制造加工方面以及航空航天、海洋工程、石油化工、生物医疗等相关应用领域的科研院所、生产和应用单位等各界专家、学者前来参会，共同交流，促进我国钛及钛合金材料及其应用技术的发展。

(本刊编辑部 供稿)