

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20211125001

T92 钢表面铝化物涂层的组织演化*

黄春林^{1,2} 朱明¹ 鲁金涛² 黄子敬³ 黄锦阳² 周永莉² 袁勇²

(1. 西安科技大学材料科学与工程学院 西安 710054;

2. 西安热工研究院有限公司清洁低碳热力发电系统集成及运维国家工程研究中心 西安 710032;

3. 厦门大学能源学院 厦门 361005)

摘要: 在高温下长时间暴露, 钢材表面的渗铝层与母材之间容易发生元素互扩散, 对母材组织产生影响, 影响母材的力学性能。为研究超超临界机组用 T92 钢表面铝化物涂层的抗蒸汽氧化性能及组织演化特性, 采用低温粉末包埋渗铝法在 T92 钢锅炉管内壁制备铝化物涂层, 并在 650 °C 饱和蒸汽环境中进行热暴露试验, 结合扫描电镜 (SEM)、透射电镜 (TEM) 观察及 X 射线衍射分析, 研究铝化物涂层的氧化行为以及 T92 基体与铝化物涂层之间的扩散退化行为。研究表明: 低温粉末包埋渗铝可在 T92 锅炉管内壁制备厚度约 30.4 μm 的双层结构铝化物涂层, 各层结构连续均匀且组织稳定, 与母材呈冶金结合。在 650 °C、3 000 h 饱和蒸汽氧化过程中, 涂层表面生长厚度约 0.3 μm 的 α-Al₂O₃ 氧化膜。650 °C 长时热暴露过程中, Fe-Al 金属间化合物始终是涂层的主要物相, 但涂层由 FeAl 相向 FeAl₂ 相退化。铝化物涂层经长时间热暴露后组织退化, 但仍具有优异的抗氧化性能, 能够对 T92 钢提供很好的保护。

关键词: 锅炉管; 铝化物涂层; T92 钢; 蒸汽氧化; 组织演化

中国分类号: TG178

Microstructure Evolution of Aluminide Coating on T92 Steel

HUANG Chunlin^{1,2} ZHU Ming¹ LU Jintao² HUANG Zijing³
HUANG Jinyang² ZHOU Yongli² YUAN Yong²

(1. College of Material Science and Engineering, Xi'an University of Science and Technology,
Xi'an 710054, China;

2. National Engineering Research Center of Integration and Maintenance of Clean and Low-carbon Thermal
Power Generation System, Xi'an Thermal Power Research Institute Co. Ltd, Xi'an 710032, China;

3. College of Energy Resources, Xiamen University, Xiamen 361005, China)

Abstract: It is known that the interdiffusion at the aluminide coating / matrix interface during the long time exposure at high temperature would change the microstructure of the matrix and deteriorate the mechanical properties of the matrix. To analyze the steam oxidation resistance and microstructure evolution of aluminide coating on T92 steel for ultra-supercritical unit, aluminide coating is prepared on the inner wall of T92 steel boiler tube by low temperature powder embedding method, and the heat exposure test is carried out in 650 °C saturated steam environment. The oxidation and diffusion degradation behaviors of T92 matrix and aluminide coating are studied by combining scanning electron microscope equipped with energy dispersive spectroscopy (SEM / EDS), transmission electron microscope (TEM) and X-ray diffraction analysis (XRD). The results show that the aluminide coating prepared on the inner wall of T92 boiler tube by low temperature powder embedding aluminizing, which is metallurgically combined with the matrix, has a double-layer structure, and each layer is continuous and uniform. The total thickness of the prepared

* 陕西省自然科学基金基础研究计划 (2020JM-716) 和中国华能集团有限公司科技 (HNKJ20-H43) 资助项目。

Fund: Supported by Natural Science Basic Research Plan in Shaanxi Province of China (2020JM-716) and Science and Technology Project of China Huaneng Group (HNKJ20-H43).

20211125 收到初稿, 20220328 收到修改稿

aluminide coating is about 30.4 μm . A very thin $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ oxide film with the thickness about 0.3 μm is formed on the surface of the aluminide coating after exploring in the 650 $^\circ\text{C}$ saturated steam for 3 000 h, which prevents the further oxidation of the coating. Fe-Al intermetallic compound is always the dominated phase of the coating, although the phase of the aluminide coating degenerated from FeAl to FeAl_2 . It can be concluded that even microstructure degradation of the aluminide coating occurs during the long-time thermal exposure process, it can still provide excellent protection for T92 steel to resistant water steam oxidation.

Keywords: boiler tube; aluminide coating; T92 steel; steam oxidation; microstructure evolution

0 前言

T92 钢 (Fe, Cr 9%, W 1.8%, Mo 0.5%) 是在 T91 钢 (Fe, Cr 9%, Mo 1%) 基础上发展出来的一种新型马氏体耐热钢^[1]。由于采用 V、Nb 元素进行微合金化, 并控制 N、B 元素含量, T92 钢的耐蚀性和抗氧化性、持久蠕变强度、许用应力以及高温稳定性均优于 T91 钢, 故广泛用于超超临界发电机组的高温过/再热蒸汽管道及集箱 (集箱接管) 等主要部件^[2-4]。T92 钢的 Cr 含量较高, 在高温下可以形成具有保护性的 Cr_2O_3 氧化膜, 但使用寿命以及服役温度仍然受到其氧化性能和蠕变强度的限制^[5]。因此, 提高 T92 钢抗蒸汽氧化性能最有效的方法是在其表面制备高温防护涂层^[6]。

表面渗铝是一种常见的高温防护涂层制备技术, 可以在几乎不降低合金力学性能的前提下提高合金的抗高温氧化和耐蚀性能^[7-8]。常见的渗铝技术包括包埋渗铝^[9-10]、热浸渗铝^[11-12]、化学气相沉积渗铝^[13-14]和料浆渗铝^[15-16]等四种。其中, 固体粉末包埋渗铝具有设备简单易操作、制造成本低及渗层效益良好等优点, 在渗铝生产中应用最广泛。Fe 基合金在高温渗铝时, 容易在合金表面形成含铝量较高、脆性较大且和基体结合力较差的金属间化合物相如 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 和 FeAl_2 等, 需要进行退火处理。Fe-Al 系金属间化合物中 Al 含量较低、韧性较好, 不易出现裂纹^[17-18], 在高温环境中可以形成具有保护性的

Al_2O_3 膜。采用低温渗铝工艺, 不仅可以在金属基体表面得到 FeAl 层, 而且可以减少渗铝工艺对基体组织和性能的影响, 具有较高的应用价值。董猛等^[19]采用粉末包埋渗铝的方法, 在 T92 钢基材上制备了单一的 FeAl 涂层, 在 660 $^\circ\text{C}$ 90% 水蒸气下, FeAl 渗层仍具有优异的抗蒸汽氧化性能。

渗铝层在高温服役过程中, 涂层与基体之间的元素互扩散会导致涂层抗高温性能的退化^[20-23], 并对基体的力学性能产生不利影响。本文采用粉末包埋法在 T92 表面制备铝化物涂层, 研究在 650 $^\circ\text{C}$ 纯水蒸气中的氧化行为, 分析氧化产物的相结构、微观形貌和氧化过程中的元素互扩散行为, 并讨论铝化物涂层性能退化机制。本文研究结果可以为采用铝化物涂层方法改善 T92 钢抗蒸汽氧化性能提供理论依据。

1 试验

1.1 涂层制备

所用 T92 钢锅炉管的化学成分见 (质量分数) 表 1。T92 钢管通过线切割切成尺寸 18 mm \times 10 mm \times 5 mm 的瓦片状试样, 经 280 #、800 #、1200 #SiC 砂纸依次打磨, 确保样品表面光滑、均匀、整洁, 无明显表面缺陷, 用丙酮清洗并干燥备用。

利用粉末包埋法制备铝化物涂层, 粉末配比为 2% NH_4Cl +98% FeAl 粉末 (2% 和 98% 为质量分数), 并在 640 $^\circ\text{C}$ 、氩气保护下烧结 2 h, 然后在 640 $^\circ\text{C}$ 下退火 4。

表 1 T92 化学成分 (质量分数)

Table 1 Chemical composition of T92

Types	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	V	W	Nb	Ni	N	Fe
Mass fraction / wt%	0.11	0.45	0.37	0.002	0.009	8.91	0.38	0.2	1.53	0.06	0.22	0.035	Bal

1.2 性能测试及组织观察

蒸汽氧化试验在流动的 100% 水蒸汽环境中进

行, 饱和蒸汽氧化装置如图 1 所示^[20]。连续水蒸气的产生方法可以参阅本文课题组前期发表的论文

[24]。氧化试验的具体参数见表 2。

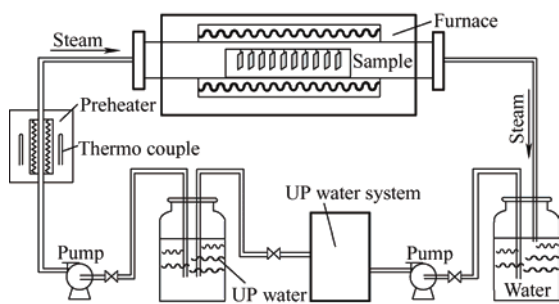


图 1 饱和蒸汽氧化试验装置^[20]

Fig. 1 Saturated steam oxidation apparatus^[20]

表 2 炉内蒸汽参数

Table 2 Steam parameters within the reactor

Temperature / °C	Steam velocity / (mL / s)	Pressure / MPa	Oxidation time / h
650	100-120	0.1	3 000

使用 D/MAX-RA 型 X 射线衍射仪对涂层物相进行表征, 采用自带 Oxford 能谱仪的扫描电子显微镜

(SEM, ZEISSigma) 观察涂层氧化前后的微观形貌, 并进行成分分析和测量氧化膜厚度随氧化时间的变化, 绘制在 650 °C 饱和蒸汽环境下氧化 3 000 h 后 T92 钢、T92 涂层的氧化动力学曲线。为深入研究铝化物涂层的组织演化机理, 通过聚焦离子束 (FIB) 制备透射试样, 采用 Tecnai G² F30 TWIN 型透射电子显微镜 (TEM) 对铝化物涂层微观组织结构进行观察。

2 试验结果

2.1 涂层结构

图 2 为 T92 钢经粉末包埋渗铝后的铝化物涂层截面形貌及相应的 XRD 图谱。由图可知, 管内壁涂层分布均匀、连续, 与基体之间呈冶金结合; 根据衬度不同, 铝化物涂层分为外层和内层。涂层层次感分明, 厚度均匀且无裂纹, 外层主要为 FeAl 相, 厚度约 11.25 μm, 内层主要为 Fe₃Al 相, 厚度约 19.15 μm。

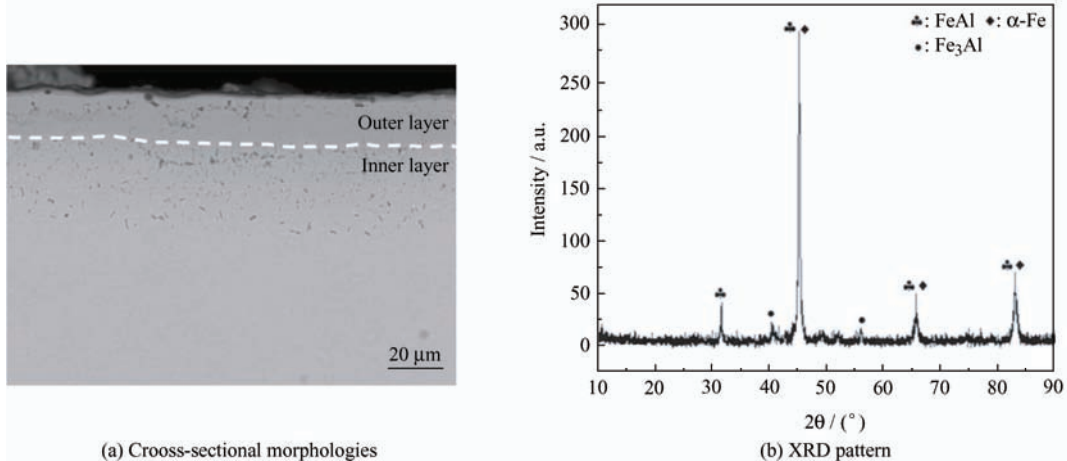


图 2 T92 钢铝化物涂层截面形貌及 XRD 图谱

Fig. 2 Cross-sectional morphologies and XRD pattern of aluminide coating on T92 steel

2.2 饱和蒸汽氧化

图 3 为 T92 钢、T92 钢铝化物涂层在 650 °C 饱

和蒸汽环境下的氧化动力学曲线。由图可知, 在 0~3 000 h 氧化后, T92 表面氧化膜厚度逐渐在增加,

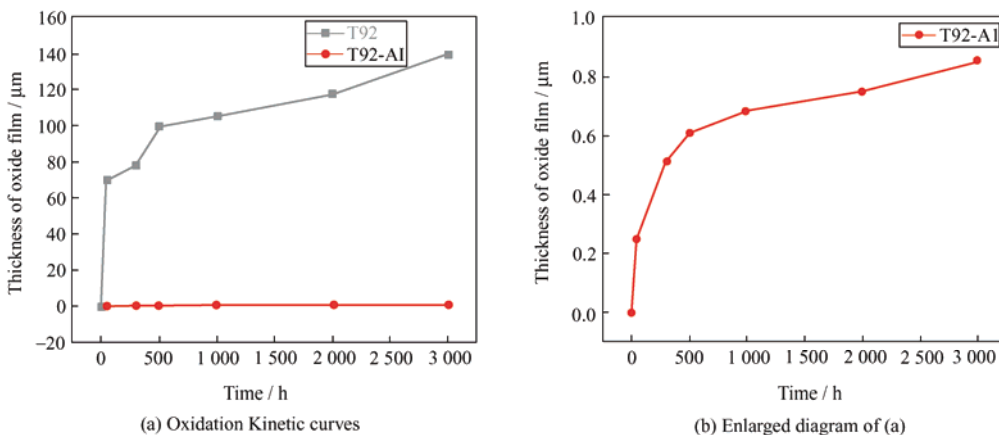


图 3 T92 钢及渗铝涂层在 650 °C 蒸汽环境下氧化 3 000 h 后的氧化动力学及放大图

Fig. 3 Oxidation kinetic curves of T92 and aluminide coating in saturated steam at 650 °C for 3 000 h

氧化 3 000 h 后氧化膜厚度为 139.57 μm ，这可能与氧化膜的剥落和重整有关^[25]。氧化 3 000 h 后，T92 涂层表面的氧化膜厚度变化不明显，近似平行于 X 轴。这表明，在 650 $^{\circ}\text{C}$ 饱和蒸汽环境下，与 T92 钢相比，T92 钢铝化物涂层的抗高温蒸汽氧化性能得到大幅提高。

图 4 为 T92 钢、T92 钢铝化物涂层在 650 $^{\circ}\text{C}$ 纯水蒸汽中分别氧化 100 h 和 3 000 h 后的表面形貌。经过 100 h 氧化后，T92 钢表面被致密氧化膜掩盖，且氧化膜表面有微裂纹（图 4a），局部放大后，氧化膜形貌为颗粒状。经过 3 000 h 氧化后（图 4b），

有大区域剥落出现，未剥落区有明显裂纹，而剥落区表面较为连续、平滑，且颗粒状氧化物呈现出更为疏松、尺寸更大、分布不规则的特征。在 650 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 100 h 后，铝化物涂层氧化物不明显，但有裂纹出现（图 4c），可能是由 T92 基材和铝化物涂层之间的热膨胀系数不匹配造成的。氧化 3 000 h 后（图 4d），铝化物涂层表面氧化物增多，裂纹宽度没有发生明显变化，涂层整体较为平滑，未发生明显剥落现象，表明铝化物涂层与基体结合良好，局部放大后，氧化膜形貌为颗粒状，并出现少许针状氧化物。

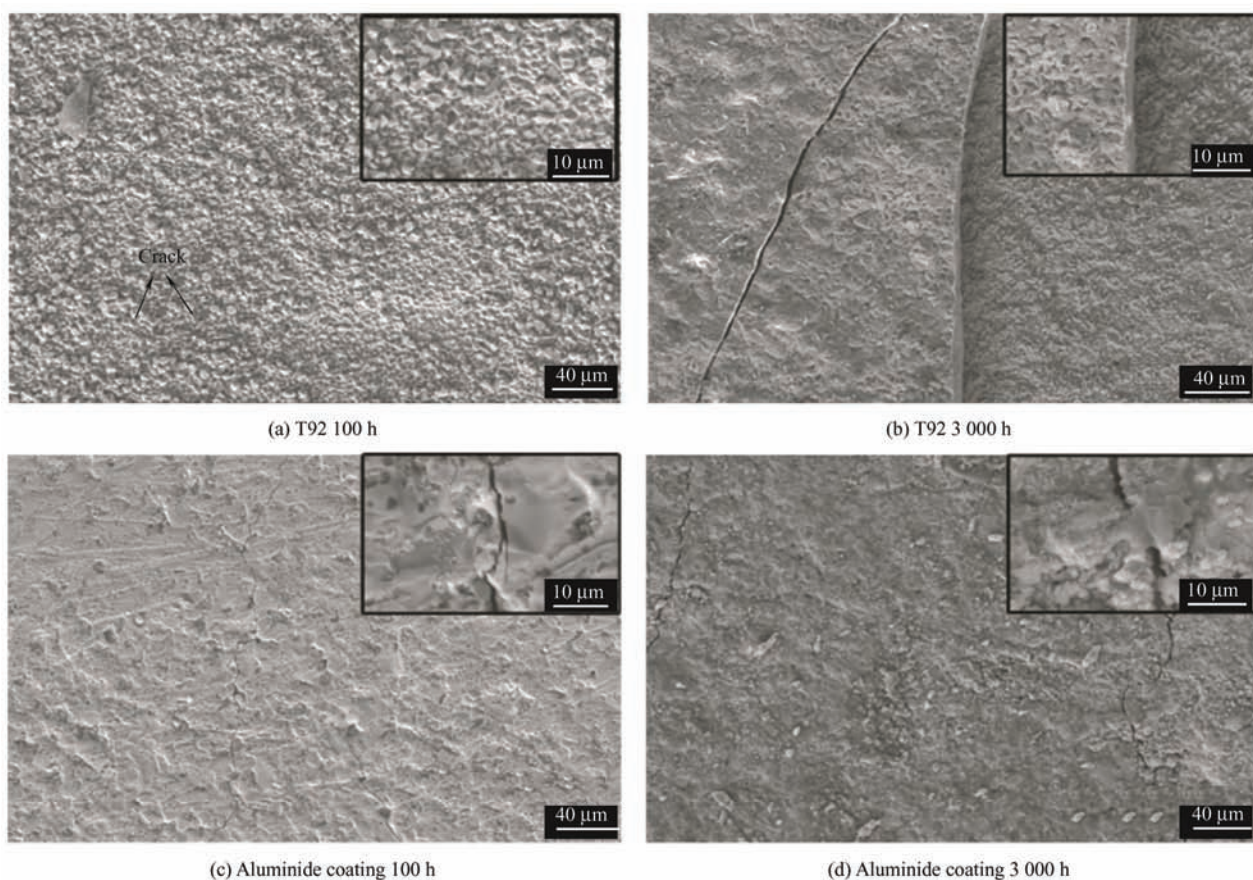


图 4 T92 钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 纯水蒸汽环境下氧化后的表面形貌图

Fig. 4 Surface morphologies of T92 steel oxidized in saturated steam at 650 $^{\circ}\text{C}$

图 5 为 T92 钢、T92 钢铝化物涂层在 650 $^{\circ}\text{C}$ 纯水蒸汽中分别氧化 100 h 和 3 000 h 后的截面形貌。T92 钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 纯水蒸汽中氧化膜呈双层结构，两层氧化膜间有明显的缺陷。氧化 100 h 后（图 5a），氧化膜整体均匀、致密，内层与基体结合良好。氧化 3 000 h 后（图 5b），氧化膜明显变厚，外层氧化膜发生明显脱落。氧化膜下方基体内氧化严重，但内氧化物形状无规律可循，可能是因晶粒的尺寸、

取向不一致所致。此外，氧化膜与基体之间出现明显的空洞等缺陷。T92 钢铝化物涂层在 650 $^{\circ}\text{C}$ 纯水蒸汽中氧化 100 h 后（图 5c），表面形成了一层厚度约为 0.3 μm 的氧化膜，涂层与基体之间结合较好，未发现明显裂纹；当氧化时间延长至 3 000 h 后（图 5d），氧化膜厚度没有发生明显变化，但基体中出现了较多的白亮相，表明在氧化过程中，基体的相结构发生了明显的变化，具体原因将随后讨论。

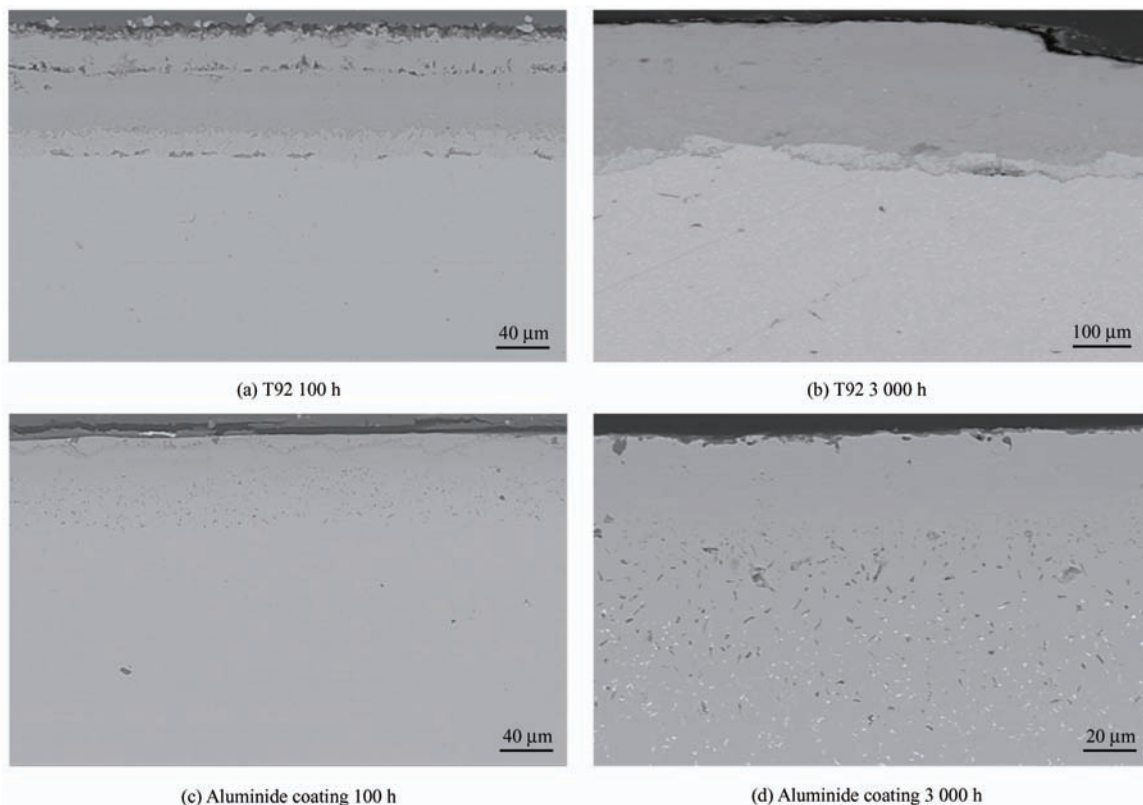


图 5 T92 钢在 650 °C 纯水蒸汽环境下氧化后的截面形貌图
Fig. 5 Cross-sectional morphologies of T92 steel oxidized in saturated steam at 650 °C

图 6 为 T92 钢、T92 钢铝化物涂层在 650 °C 纯水蒸汽环境下氧化 3 000 h 后的元素面分布图。由图

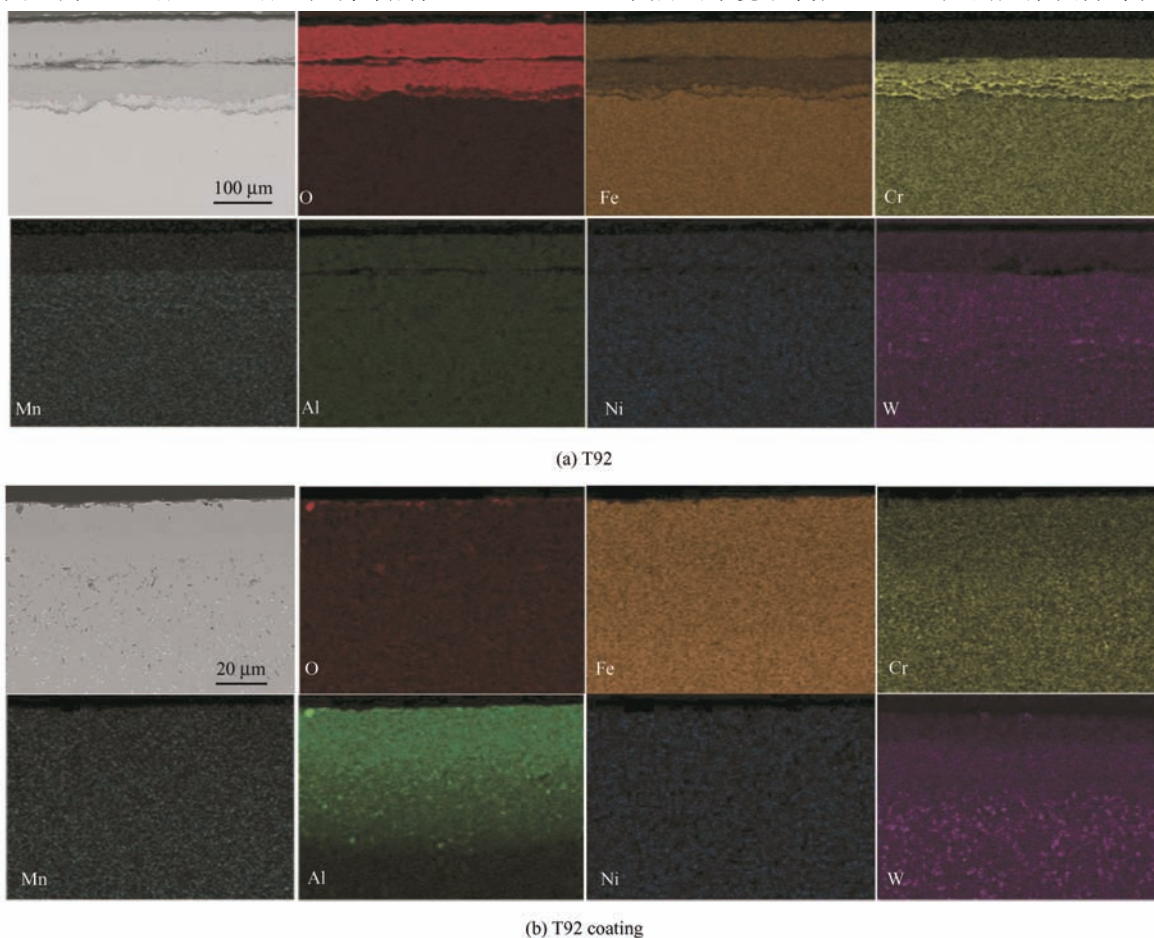


图 6 T92 钢在 650 °C 纯水蒸汽环境下氧化 3 000 h 后的元素面分布图
Fig. 6 Cross-sectional element map-scanning of T92 steel oxidized in saturated steam at 650 °C for 3 000 h

可知, T92 表面氧化膜由外层 Fe 氧化物和内层 Fe、Cr 氧化物组成。分析表明, Fe_2O_3 为外氧化膜主要成分, FeCr_2O_4 为内氧化膜主要成分。渗铝层表面的氧化膜富含 O 和 Al, 研究表明氧化膜为 Al_2O_3 膜。通过元素截面分布图可以看出, 长时间氧化后, 基体中白亮相处 W 元素富集。

2.3 铝化物涂层氧化过程中的元素互扩散与组织演变

涂层在 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 下经 0 h、1 000 h、3 000 h 热暴

露后对应的截面形貌如图 7 所示。由图可知, 随着氧化时间的增加, 因氧化造成涂层外层 (OL) 的退化并不明显, 但与氧化前厚度略有减少。相反, 涂层中 IDZ- I 区、IDZ- II 区的厚度随氧化时间的延长增加明显, 3 000 h 后 IDZ- I 区厚度约为 $24\text{ }\mu\text{m}$, IDZ- II 区厚度约为 $27.53\text{ }\mu\text{m}$, 说明涂层与基体互扩散较为严重。同时, 涂层各层连续、均匀、致密、组织稳定, 与上述研究结果相对应。

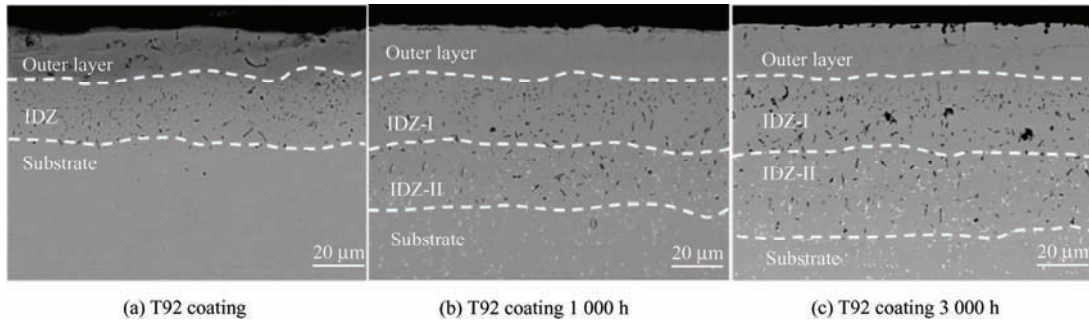
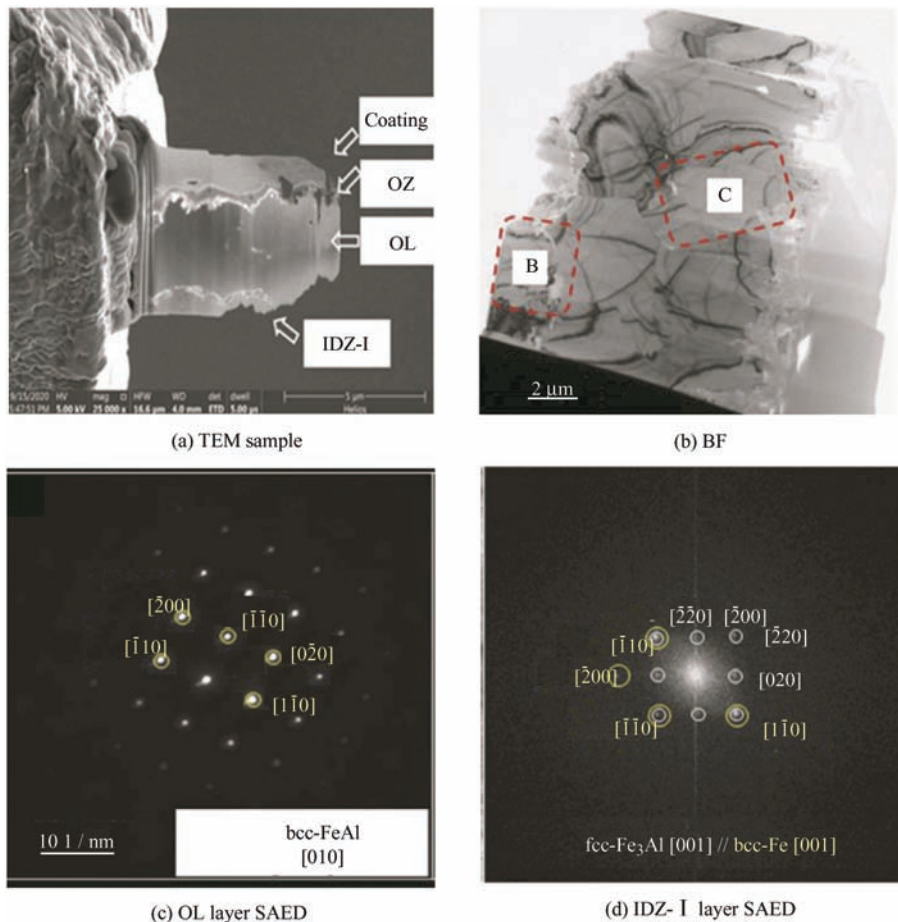


图 7 $650\text{ }^\circ\text{C}$ 热暴露不同时间后的涂层形貌

Fig. 7 Morphology of coating after thermal exposure at $650\text{ }^\circ\text{C}$ for different time

图 8 为 3 000 h 氧化后 OL 层 (C 区) 和 IDZ- I 层 (B 区) 的 TEM 表征。通过对物相的衍射斑点分析可知, 外层晶粒为 FeAl 相; IDZ- I 层基体为 bcc

结构的铁素体, 基体中存在第二相, 通过对斑点标定可知, 第二相为 fcc 结构的 Fe_3Al 相, 且基体与 Fe_3Al 相存在取向关系 $[001]_{\alpha\text{-Fe}} // [001]_{\text{Fe}_3\text{Al}}$ 。



(c) OL layer SAED

(d) IDZ- I layer SAED

图 8 3 000 h 氧化后外层和 IDZ- I 层的 TEM 表征

Fig. 8 TEM characterizations of outer layer and IDZ- I after 3 000 h oxidizing

图9为3 000 h氧化后IDZ-II层的TEM表征。由图可知, IDZ-II层存在 FeAl_2 相(图e C区域)、富Cr相(图a A区域)以及富W相(图a B区域),

其中对Cr相的SAED衍射花样标定, 发现该区域中基体与物相存在取向关系 $[221]_{\text{M}_{23}\text{C}_6}/[110]_{\alpha\text{-Fe}}$, 与氧化1 000 h后的结果一致。

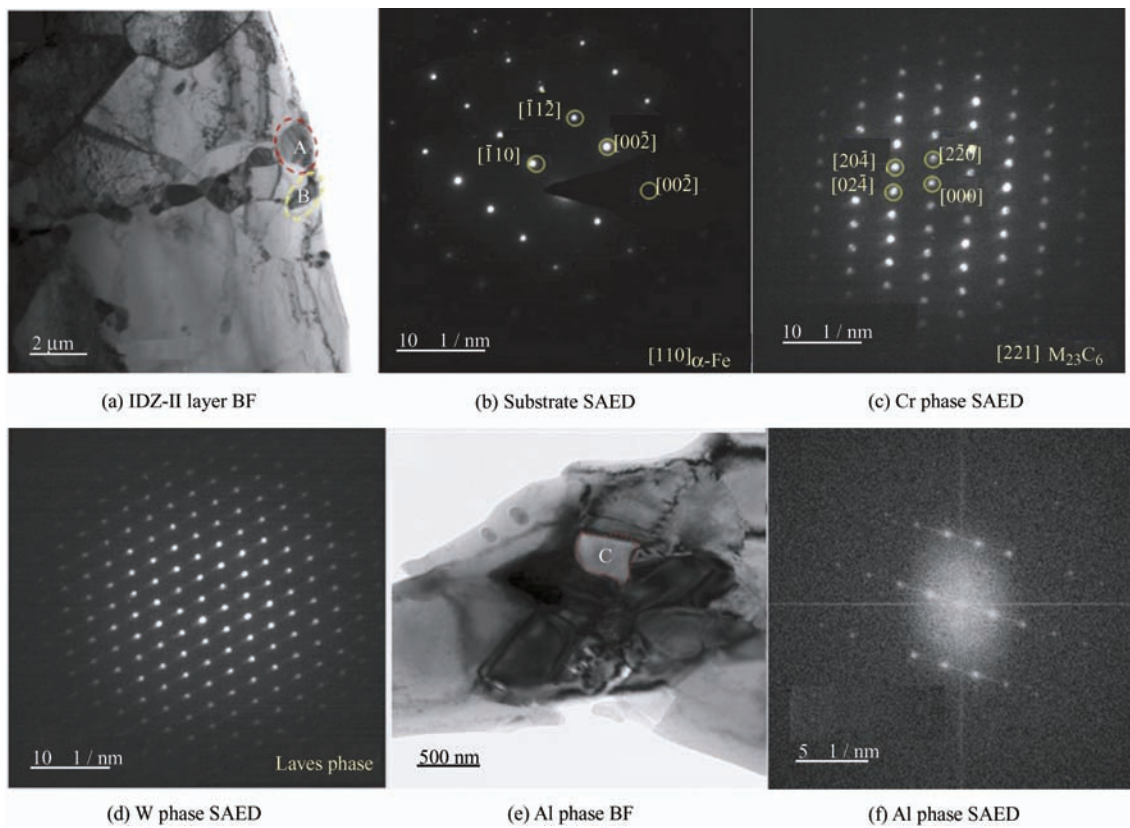


图9 3 000 h氧化后IDZ-II层的TEM表征

Fig. 9 TEM characterizations of IDZ-II after 3 000 h oxidizing

由此可见, 随着氧化时间的增加, 涂层出现了明显的退化现象。氧化1 000 h后, OL层仍为 FeAl 相, IDZ-I层为 Fe_3Al 相, 并出现少量 FeAl_2 相形核与长大, 基体为 $\alpha\text{-Fe}$, IDZ-II层出现 FeAl_2 相、富Cr的 M_{23}C_6 相、富W的Laves相及基体相 $\alpha\text{-Fe}$; 氧化3 000 h之后, 物相种类没有明显的变化。尽管涂层发生了明显的退化, 但涂层元素仍以Fe、Al为主, 对涂层的使用寿命并无明显影响。

3 讨论

T92钢在650 °C饱和蒸汽环境下氧化时, Cr_2O_3 比 Fe_2O_3 更容易形成且更稳定。然而, 在氧化最初阶段, 因为T92钢中Cr含量比较低, 故不能形成完整的 Cr_2O_3 膜。随着氧化的不断进行, O会继续通过氧化膜而氧化基材, Fe、Cr也会通过氧化膜到达水蒸气/氧化膜界面。因为Cr的扩散速度较Fe慢, Fe会优先通过氧化膜而扩散, 导致富Cr内层、 Fe_2O_3 外层在氧化膜/水蒸气界面形成, 且氧化层上有孔洞, 层间也出现了联贯、间隔较大的裂纹, 导致 Fe_2O_3

外氧化膜容易脱落^[24]。

在氧化最初阶段, T92钢铝化物涂层中的Al元素发生选择性氧化, 形成连续的 Al_2O_3 膜。由于 Al_2O_3 膜的生长有O元素通过氧化膜向内扩散所控制, 且O的扩散速度非常慢^[26], 因此, 即便是在水蒸气中氧化3 000 h后, Al_2O_3 膜的厚度仍然没有超过1 μm (图6b)。一般认为, 在较低温度下稳定相 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 很难形成, 但在100%水蒸汽条件下, 发现水蒸气可以减小 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 形核的能垒, 加速Al离子的扩散, 从而加速向 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的转变^[27], 故通过粉末包埋所获得的涂层在650 °C较低温度下, 表面也能够快速形成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ^[28-29], 而 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 是最稳定的氧化铝结构, 具有良好的稳定性和黏附性。

在氧化过程中, 涂层中的Al也会在高铝活性梯度的驱动下向内扩散, 在涂层与基体之间形成扩散层(图7)。在热暴露期间, IDZ厚度继续增加, 这一结果与Al浓度变化一致, 表明了Al、Fe互扩散严重。基体中Ni、Cr也向外扩散到涂层中, 有助于IDZ的生长^[30]。但扩散层厚度的增长速度会随着时间的延长而逐渐减小, 这是由涂层与基体之间的铝

浓度梯度减小造成的。由于涂层在制备过程中存在互扩散,原始涂层会形成 Fe_3Al 相的IDZ层。氧化1 000 h后,随着Fe含量的增加,IDZ-I层出现少量 FeAl_2 相形核与长大,IDZ-II层出现 FeAl_2 相、富Cr的 M_{23}C_6 相,这是互扩散的直接结果。3 000 h后由于Al在不断消耗,涂层基体进一步转变为富Fe相($\alpha\text{-Fe}$)。在此过程中,IDZ的厚度不断增加,但其物相种类基本不变。故涂层的退化可总结为:Fe从基体向FeAl层扩散,使Fe在扩散层附近富集,同时,Al从FeAl层向基体扩散,导致Al含量局部减少。此外,扩散层中存在较高浓度的Cr,这可能会破坏原始FeAl的结构^[31]。

在氧化过程中,Fe-Al金属间化合物始终是涂层的主要物相,IDZ中富Cr和富W相的形成主要是由基体中Cr等元素向IDZ扩散迁移,导致涂层结构明显恶化。富Cr相的析出表明,Cr在Fe-Al金属间化合物中过度饱和,可提高Fe-Al金属间化合物的塑性;也可作为Al和其他基体元素的扩散屏障^[32],导致更多的Al被限制在Fe-Al金属间化合物中;富Cr相的析出为Cr向涂层外层扩散提供了来源,向外扩散的Cr有助于在较低的临界铝浓度下维持 Al_2O_3 的生长,延长了涂层的使用寿命。但随着时间的增加,富Cr相的粗化明显,这可能对铝化物涂层的塑性产生负面影响。另外在IDZ层,Cr与C的亲合性较高^[21],导致碳化铬析出。IDZ-II层出现富W的Laves相可能是从基体中析出的第二相,由于W原子半径大,在bcc相中扩散系数低。随着时效的增加,Laves相析出越多,并且极易长成大颗粒,使系统的总界面能降低,系统越稳定。

4 结论

(1) 采用低温粉末包埋法在T92钢表面制备的铝化物涂层为30.4 μm 厚的双层结构,各层结构均匀且组织稳定。

(2) 在650 $^\circ\text{C}$ 纯水蒸汽中氧化至3 000 h后,T92钢外层疏松氧化物 Fe_2O_3 与内层氧化物 FeCr_2O_4 呈双层结构,外层氧化膜发生严重剥落。T92钢铝化物涂层表面形成厚度仅为0.3 μm 的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 膜。

(3) 铝化物涂层在650 $^\circ\text{C}$ 长期蒸汽氧化过程中发生了显著的结构变化,但经过3 000 h氧化,也能很大程度保持涂层微观结构的稳定性和完整性。

参 考 文 献

- [1] CAO J, GONG Y, ZHU K, et al. Microstructure and mechanical properties of dissimilar materials joints between T92 martensitic and S304H austenitic steels[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(5): 2763-2770.
- [2] 王伟,唐丽英,李文胜,等. T92钢内压蠕变试验组织性能老化规律[J]. *热力发电*, 2016, 45(9): 1-6.
WANG Wei, TANG Liying, LI Wensheng, et al. Aging law of microstructure and properties of T92 steel under internal pressure creep test[J]. *Thermal Power Generation*, 2016, 45(9): 1-6. (in Chinese)
- [3] 王静静,周云龙. 过热器再热器爆漏事故的原因分析及对策[J]. *应用能源技术*, 2010(6): 33-36.
WANG Jingjing, ZHOU Yunlong. Cause analysis and counter measures of superheater reheater explosion and leakage accident [J]. *Applied Energy Technology*, 2010(6): 33-36. (in Chinese)
- [4] SHIGETA J I, HAMA O Y, AOKI H, et al. Development of a coal ash corrosivity index for high temperature corrosion[J]. *Engineering Materials and Technology*, 1987: 299-305.
- [5] CHANDRA K, KRANZMANN A, SALIWAN NEUMANN R, et al. High temperature oxidation behavior of 9-12% Cr ferritic / martensitic steels in a simulated dry oxyfuel environment[J]. *Oxidation of Metals*, 2014, 83(3-4): 291-316.
- [6] ABRO M A, HAHN J, LEE D B. Hightemperature oxidation of hot-dip aluminized T92 steels[J]. *Metals and Materials International*, 2018, 24(3): 507-515.
- [7] FÄHSING D, RUDOLPHI M, KONRADL, et al. Fireside corrosion of chromium and aluminum-coated ferritic-martensitic steels[J]. *Oxidation of Metals*, 2016, 88(1-2): 155-164.
- [8] XIANG Z D, ZENG D, ZHU C Y, et al. Steam oxidation resistance of Ni-aluminide / Fe-aluminide duplex coatings formed on creep resistant ferritic steels by low temperature pack cementation process[J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(1): 496-502.
- [9] SANABRIA CALA J A, CONDE RODRÍGUEZ G R, PEÑA BALLESTEROS D Y, et al. Characterization of films formed by the aluminizing of T91 steel[J]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2017, 935(1): 012041.
- [10] ZANDRAHIMI M, VATANDOOST J, EBRAHIMIFAR H. Pack cementation coatings for high-temperature oxidation resistance of AISI 304 stainless steel[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2012, 21(10): 2074-2079.
- [11] FRUTOS E, ADEVA P, GONZÁLEZ-CARRASCO J L, et al. Oxidation behavior of AISI 316 steel coated by hot

- dipping in an Al-Si alloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 236: 188-199.
- [12] WANG C J, BADARUDDIN M. The dependence of high temperature resistance of aluminized steel exposed to water-vapour oxidation[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2010, 205(5): 1200-1205.
- [13] SMITH A B, KEMPSTER A, SMITH J. Vapour aluminide coating of internal cooling channels, in turbine blades and vanes[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1999, 120: 112-117.
- [14] XU Z, WANG Z, NIU J, et al. Effects of deposition temperature on the kinetics growth and protective properties of aluminide coatings[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 632: 238-245.
- [15] BERMEJO SANZ J, ROUSSEL GARCÍA R, KOLARIK V, et al. Influence of the slurry thickness and heat treatment parameters on the formation of aluminium diffusion coating[J]. *Oxidation of Metals*, 2017, 88(1-2): 179-190.
- [16] MONTERO X, GALETZ M C, SCHÜTZE M. Low-activity aluminide coatings for superalloys using a slurry process free of halide activators and chromates[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 222: 9-14.
- [17] 高海燕, 贺跃辉, 沈培智. FeAl 金属间化合物研究现状[J]. *材料导报*, 2008(7): 68-71.
GAO Haiyan, HE Yuehui, SHEN Peizhi. Research status of FeAl intermetallic compounds [J]. *Materials Reports*, 2008(7): 68-71. (in Chinese)
- [18] 韦航标, 王宇, 李文川, 等. P110 钢表面韧性 FeAl 渗层的低温制备[J]. *材料热处理学报*, 2011, 32(S1): 166-169.
WEI Hangbiao, WANG Yu, LI Wenchuan, et al. Low temperature preparation of ductile FeAl infiltrated layer on P110 steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2011, 32 (S1): 166-169. (in Chinese)
- [19] 董猛, 谢道原, 朱阳存, 等. G115 和 T92 钢表面 FeAl 渗层制备及其抗高温水蒸汽氧化性能[J]. *材料热处理学报*, 2021, 42(5): 135-142.
DONG Meng, XIE Xiaoyuan, ZHU Yangcun, et al. Preparation of FeAl infiltrated layer on the surface of G115 and T92 steel and its resistance to high temperature steam oxidation [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(5): 135-142. (in Chinese)
- [20] 鲁金涛, 党莹樱, 黄锦阳, 等. 火电机组过/再热器锅炉管内壁铝化物涂层研究(II): 蒸汽氧化、强度及组织演化[J]. *表面技术*, 2020, 49(11): 269-276.[J].
LU Jintao, DANG Yingying, HUANG Ji-nyang, et al. Study on aluminide coating on inner wall of superheater / reheater boiler tube of thermal power unit (II): steam oxidation, strength and microstructure evolution [J]. *Surface Technology*, 2020, 49 (11): 269-276. (in Chinese)
- [21] GALETZ M C, OSKAY C, MADLOCH S. Microstructural degradation and interdiffusion behavior of NiAl and Ge-modified NiAl coatings deposited on Alloy 602 CA[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2019, 364: 211-217.
- [22] SMIALEK J L, LOWELL C E. Effects of diffusion on aluminum depletion and degradation of NiAl coatings[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 1974, 121: 800-804.
- [23] KIANICOVÁ M, KAFRÍK J, TRNÍK J. Degradation of aluminide coatings deposited on nickel superalloys[J]. *Procedia Engineering*, 2016, 136: 346-352.
- [24] 周永莉, 鲁金涛, 黄锦阳, 等. 粉末包埋渗铝与气氛渗铝对 P92 钢 650℃ 饱和蒸汽氧化行为的影响[J]. *中国表面工程*, 2020, 33(4): 111-120.
ZHOU Yongli, LU Jintao, HUANG Jinyang, et al. Effects of powder embedding aluminizing and atmosphere aluminizing on 650 °C saturated steam oxidation behavior of P92 steel [J]. *China Surface Engineering*, 2020, 33(4): 111-120. (in Chinese)
- [25] AGÜERO A, GUTIÉRREZ M, MUELAS R, et al. Overview of steam oxidation behaviour of Al protective oxide precursor coatings on P92[J]. *Surface Engineering*, 2016, 34(1): 30-39.
- [26] N'DAH E, TSIPAS S, HIERRO M P, et al. Study of the cyclic oxidation resistance of Al coated ferritic steels with 9 and 12% Cr[J]. *Corrosion Science*, 2007, 49(10): 3850-3865.
- [27] YANG Z, LU J T, ZHANG P, et al. Oxidation performance and degradation mechanism of the slurry aluminide coating deposited on Super304H in steam at 600-650 °C[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 391: 125700.
- [28] 周永莉, 鲁金涛, 党莹樱, 等. 低温渗铝涂层对 P92 钢 650℃ 饱和蒸汽氧化行为的影响[J]. *动力工程学报*, 2019, 39(9): 770-776.
ZHOU Yongli, LU Jintao, DANG Yingying, et al. Effect of low temperature aluminized coating on saturated steam oxidation behavior of P92 steel at 650 °C [J]. *Journal of Power Engineering*, 2019, 39(9): 770-776. (in Chinese)
- [29] ZHOU Y, LU J, SHEN M, et al. Low-temperature

- formation and steam oxidation of β -FeAl coating on P92 steel[J]. Corrosion Science, 2020, 763: 108227.
- [30] LU J, HUANG J, WANG J, et al. Long-term degradation behavior of slurry aluminide coating on Super304H stainless s-teel at 650 °C[J]. Corrosion Science, 2021, 178: 109054.
- [31] FUKS D, STRUTZ A, KIV A. Influence of alloying on the thermodynamic stability of FeAl B2 phase[J]. Intermetallics, 2006, 14(10-11): 1245-1251.
- [32] BOULESTEIX C, KOLARIK V, PEDRAZA F. Steam oxidation of aluminide coatings under high pressure and for long exposures[J]. Corrosion Science, 2018, 144: 328-338.
-
- 作者简介: 黄春林, 男, 1997 年出生, 硕士研究生。主要研究方向为电站高温材料。
E-mail: hcl2260526304@163.com
- 朱明, 男, 1978 年出生, 博士, 副教授, 硕士研究生导师。主要研究方向为高温结构材料腐蚀与表面改性。
E-mail: mingzhu@xust.edu.cn
- 鲁金涛 (通信作者), 男, 1984 年出生, 博士, 教授级高级工程师。主要研究方向为电站高温材料。
E-mail: lujintao@tpri.com.cn