

渗铝涂层与高温合金在 1 100 °C 互扩散行为研究

崔道融¹, 刘贺¹, 车世凯¹, 周金涛¹, 刘晴晴¹, 徐雪磊²

(1. 沈阳理工大学材料科学与工程学院, 沈阳 110159; 2. 海洋腐蚀与防护全国重点实验室 洛阳船舶材料研究所, 山东 青岛 266237)

摘要: 渗铝涂层与高温合金在高温氧化过程中会发生元素互扩散行为, 为探究元素互扩散对单晶高温合金基体微观结构和相变的影响, 通过高温化学气相渗铝的方法在样品表面上沉积一层铝化物涂层, 并使用扫描电镜 (SEM) 观察沉积后涂层的微观结构, 发现涂层与基体之间发生了元素互扩散行为, 形成了互扩散区 (IDZ)。对沉积后的样品在 1 100 °C 条件下进行 500 h 的氧化处理, 结果表明: IDZ 随氧化时间增长逐渐变薄, 最终导致拓扑密堆 (TCP) 相析出, 并形成二次反应区 (SRZ); 难熔元素随氧化时间的延长不断增加, 不稳定的 γ' -Ni₃Al 相也随氧化时间的延长发生转化, 最终与难熔元素一起在基体中形成 TCP 相, 影响合金的使用寿命。

关键词: 单晶高温合金; TCP 相; 恒温氧化; 元素互扩散; 渗铝涂层

中图分类号: TG174.4 **文献标志码:** A **DOI:** 10.3969/j.issn.1003-1251.2025.05.009

Interdiffusion Behavior of Aluminized Coating and Superalloy at 1 100 °C

CUI Daorong¹, LIU He¹, CHE Shikai¹, ZHOU Jintao¹, LIU Qingqing¹, XU Xuelei²

(1. Shenyang Ligong University, Shenyang 110159, China

2. National Key Laboratory of Marine Corrosion and Protection, Luoyang Institute of Marine Materials, Qingdao 266237, China)

Abstract: Aiming at the fact that element interdiffusion has influence on the microstructure and phase transformation of single crystal superalloy matrix in the high-temperature oxidation process. To investigate this influence, a layer of aluminide coating was deposited on the surface of the sample by high-temperature chemical vapor aluminization, and the microstructure of the deposition coating was observed by scanning electron microscopy (SEM). It was found that the element interdiffusion behavior occurred between the coating and the matrix, forming an interdiffusion zone (IDZ). The samples were oxidized at 1 100 °C for 500 h, and the results showed that the IDZ gradually thinned with the oxidation time, which eventually led to the precipitation of the TCP phase and the formation of the secondary reaction zone (SRZ). The refractory elements increase with the oxidation time, and the unstable γ' -Ni₃Al phase also transforms with the oxidation time, and finally forms the TCP phase in the matrix together with the refractory elements, which affects the service life of the alloy.

Key words: single crystal high-temperature alloy; TCP phase; constant temperature oxidation; interdiffusion of elements; aluminum infiltration coating

镍基高温合金是一种在极端高温、恶劣工作条件下仍具有高强度、耐腐蚀、抗蠕变等优异性能的合金^[1-3],在航空航天、燃气轮机等领域具有重要的应用价值^[4]。镍基高温合金选用镍作为主要元素,结合铬、钴、铝等元素^[5-7],通过固溶强化和析出强化使其能够在超过 1 000 °C 的环境下维持稳定的性能^[8]。

铝化物涂层在高温环境下具有较好的热稳定性,广泛应用于航空、汽车、船舶和工业设备等领域^[9-10]。铝在空气中迅速形成一层致密的氧化膜,使其具有较好的热稳定性。铝化物涂层通常由多层结构组成,该结构可以增强涂层的耐久性和附着力^[11]。铝化物涂层因其良好的热稳定性和适应性,成为工业领域的理想选择^[12-14]。为确保涂层的有效性,选择适合的涂覆工艺和维护策略至关重要。镍基高温合金中存在很多难熔元素^[15-16],高温工作时这些难熔元素与涂层之间会产生元素互扩散行为,形成拓扑密堆(TCP)相^[17]。TCP相的大量析出会影响材料的机械性能^[18],为提高材料在高温下的机械性能,研究人员对高温氧化过程中元素互扩散行为和TCP相析出过程进行了研究^[19]。

本文以第二代镍基单晶(DD405)高温合金为对象,研究不同氧化时间下铝化物涂层与DD405单晶合金间元素的互扩散行为,并对高温氧化下合金微观结构、互扩散区元素变化和TCP相析出情况进行分析。

1 试验部分

1.1 样品的制备

基体材料 DD405 合金成分见表 1。首先对合金试样棒进行线切割,得到 $\Phi 15 \text{ mm} \times 2.0 \text{ mm}$ 的小圆片,然后在 0.3 MPa 压力下用 220 目刚玉粉对试样进行喷砂处理,喷距为 10 mm,再用酒精和丙酮混合溶液超声清洗喷砂后的试样,最后将其除油和干燥,用于制备涂层。

表 1 DD4055 合金成分(质量分数)

Table 1 Nominal composition of alloy DD405
(mass fraction) %

材料	Ni	Co	Cr	Al	W	Ta
DD405	余量	7.5	7.0	6.2	5.0	6.5

1.2 涂层的制备

对处理后的样品进行高温低活度气相渗铝,

试验所用气相渗铝设备主要包括加热系统、炉膛和真空系统。炉膛内采用硅碳棒加热方式,并使用 Ni-Cr 丝合金悬挂样品,炉内的支杠可进行可控升降操作,且炉膛与支杠之间用橡胶密封圈连接并压紧螺纹扣,使其达到需要的真空度。密封圈上下设置循环水冷设备以确保该部位具有较低的温度。渗铝之前使用机械泵对炉内进行抽真空处理并向炉内通入氩气,反复操作三次以保证炉膛内为惰性气体环境。渗铝时所使用的渗剂为铁铝合金粉末(Fe 的质量分数为 49%) 和 NH_4Cl (质量分数为 4%) 的混合粉末^[20]。渗铝时,加热速率约为 10 °C/min,根据所需渗铝层厚度确定保温时间以及渗铝温度,渗铝过程结束后试样随炉冷却至 100 °C 以下,最后将试样从炉内取出。

1.3 恒温氧化试验

将渗铝后的样品放入烧至恒重的坩埚中,之后将盛有样品的坩埚置于 1 100 °C 的马弗炉内,关闭炉门进行恒温氧化试验,经过预定氧化时间(50、100、200、300、400、500 h)后,取样品进行表征。

1.4 表征方法

采用 X 射线衍射仪(XRD, X' Pert PRO 型,荷兰帕纳科公司,加速电压为 40 kV)对沉积态涂层进行物相分析。使用扫描电子显微镜(SEM, InspectF 50 型,FEI 公司)和附带的能谱仪(EDS, INCA X-MAX 型,牛津仪器科技有限公司)观察样品的截面形貌并进行成分分析。利用背散射电子衍射技术(BSE)对涂层的互扩散区和二次反应区的厚度进行分析。

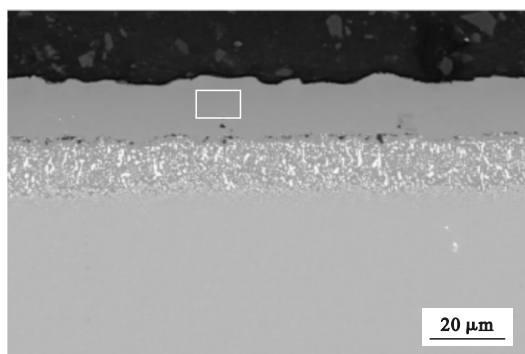
2 结果与讨论

2.1 涂层的微观形貌

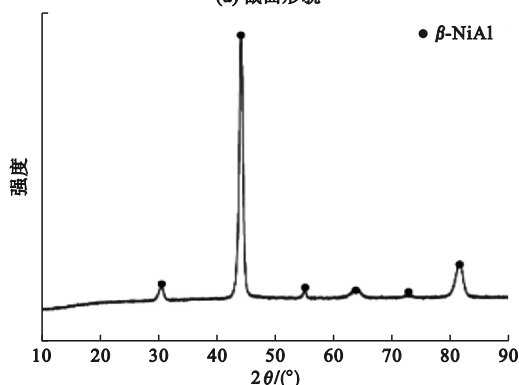
采用化学气相沉积法制备的沉积态铝化物涂层的截面形貌如图 1(a) 所示,对图 1(a) 中方框区域取样进行沉积态涂层的 XRD 物相分析,结果如图 1(b) 所示。

由图 1(a) 可见,涂层的截面为层状结构,是化学气相沉积后涂层的典型特征。涂层与喷砂后的基体结合良好,且涂层与基体之间有明显的界面。图中明亮的区域为涂层与基体之间互扩散区(IDZ),且未发现二次反应区(SRZ)的出现,有少量 TCP 相生成。由图 1(b) 可知,涂层中主要含有 $\beta\text{-NiAl}$ 相,说明富 Al 相 $\beta\text{-NiAl}$ 可为高温氧化过程中涂层表面形成致密 Al_2O_3 层提供充足的 Al

源。但涂层中的 β -NiAl 相随氧化时间的增加退化为 γ' -Ni₃Al 相^[21], 涂层与基体的相互扩散导致 γ' -Ni₃Al 相不稳定, 氧化后期发生分解, 最终与难熔元素一起析出, 形成针尖状 TCP 相, 最终导致合金的力学性能下降, 影响合金的使用寿命^[22]。



(a) 截面形貌



(b) XRD 图谱

图 1 沉积态铝化物涂层的截面形貌和 XRD 图谱

Fig. 1 Sectional morphology and XRD pattern of deposited aluminum oxide coating

沉积态涂层截面 IDZ 元素的分布如图 2 所示。

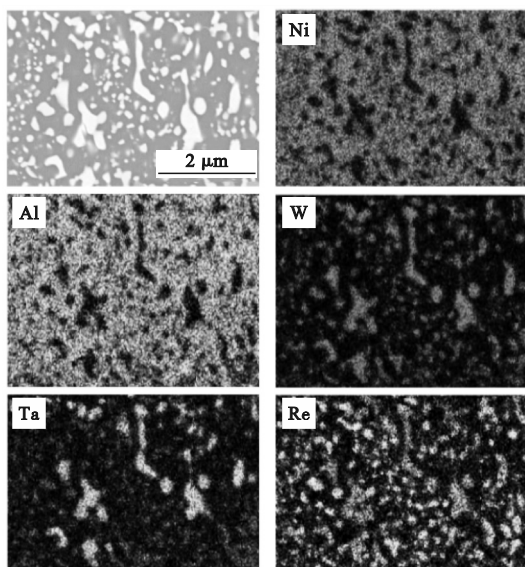


图 2 沉积态涂层截面 IDZ 元素分布图

Fig. 2 Elemental distribution of IDZ in the cross-section of the deposited coating

由图 2 可见, 沉积态涂层和基体之间发生了元素互扩散行为, 可明显观察到互扩散区白亮处富含大量的难熔元素, 暗灰色区域富含大量的 Ni 元素和 Al 元素, 由此可知, 互扩散区主要存在由 Ni 元素和 Al 元素组成的相。

通过 EDS 测量沉积态涂层截面 IDZ 的化学成分, 结果如表 2 所示。

表 2 沉积态涂层截面 IDZ 元素成分 (质量分数)

Table 2 Elemental composition of IDZ in the cross-section of deposited coatings (mass fraction) %

Ni	Al	Cr	Co	Re	Ta	W
46.62	29.07	8.61	7.25	1.83	3.11	0.44

由表 2 可知, IDZ 中存在大量的 Ni 元素和 Al 元素。涂层中 Al 元素与基体中的 Ni 元素发生反应, 形成较为稳定的 β -NiAl 相^[23]。

对铝化物涂层进行 1 100 °C 恒温氧化实验, 测定其在不同氧化时间下涂层的微观形貌变化, 观察氧化过程中 IDZ 和 SRZ 的厚度变化, 结果如图 3 所示。

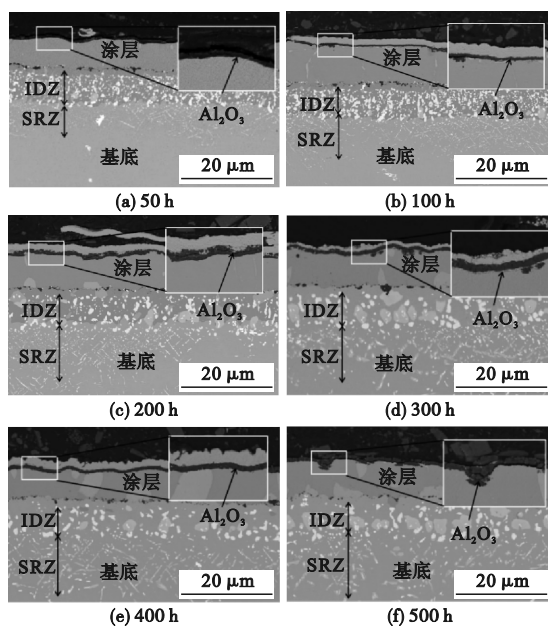


图 3 涂层在 1 100 °C 不同时间静态氧化的 BES 图像
Fig. 3 BES images of coatings after static oxidation at 1 100 °C for different times

由图 3(a) 可知, 涂层经氧化 50 h 后在其表面形成了一层氧化膜, 涂层表面未发现剥落现象, 涂层和基体之间形成厚度约 24.32 μm 的 IDZ, 在基体下方形成了厚度很小的 SRZ。由图 3(b) 可知, 涂层经氧化 100 h 后, 涂层与基体之间形成的 IDZ 厚度为 20.76 μm, 相较于氧化 50 h 的 IDZ 厚度略有减少。因氧化过程中 IDZ 中的 β -NiAl 相发

生退化,Al元素的含量下降,导致IDZ的厚度减少^[24]。由图3(c)可见,涂层表面的氧化膜更加致密且厚度均匀,涂层与基体之间形成的SRZ厚度减少,反应区亮度较暗且形成一些片状的暗相(γ' -Ni₃Al)^[25]。这是由于Al元素在长时间的高温反应下逐渐被消耗,IDZ中的 β -NiAl相退化成不稳定的 γ' -Ni₃Al相, γ' -Ni₃Al相随氧化时间的增长发生分解,与基体中难熔元素一起析出,形成针尖状的TCP相,最终形成SRZ,其厚度为19.46 μm 。随着氧化时间的增长,SRZ中的TCP相含量增加并且体积增大。当氧化时间增加到300 h时,如图3(d)所示,IDZ中的 β -NiAl相含量下降,导致IDZ的厚度减小,SRZ的厚度增加到22.71 μm 。当氧化时间增加到400 h时,如图3(e)所示,涂层上形成一层致密连续的氧化膜,IDZ的厚度逐渐减小至16.89 μm ,SRZ的厚度增长至29.19 μm 。当氧化时间增加到500 h时,如图3(f)所示,由于IDZ的Al元素几乎消耗殆尽,IDZ的厚度几乎不发生变化,SRZ的厚度增至最大,为32.43 μm 。

1 100 $^{\circ}\text{C}$ 温度下,测定渗铝涂层/DD405高温合金的IDZ和SRZ厚度随静态氧化时间的变化,结果如图4所示。

由图4可知,氧化时间对IDZ和SRZ厚度的

影响较为显著。在氧化过程中随IDZ中 β -NiAl相逐渐向 γ' -Ni₃Al相转化,导致IDZ中Ni元素含量增加,Al元素含量下降,IDZ厚度减小。氧化后期不稳定的 γ' -Ni₃Al相分解,与难熔元素一起在基体析出针尖状TCP相形成SRZ。随氧化时间的增长,SRZ中的TCP相含量增加,导致其体积增大,厚度增加^[26]。

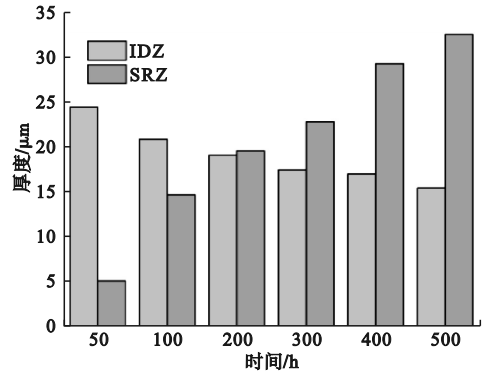
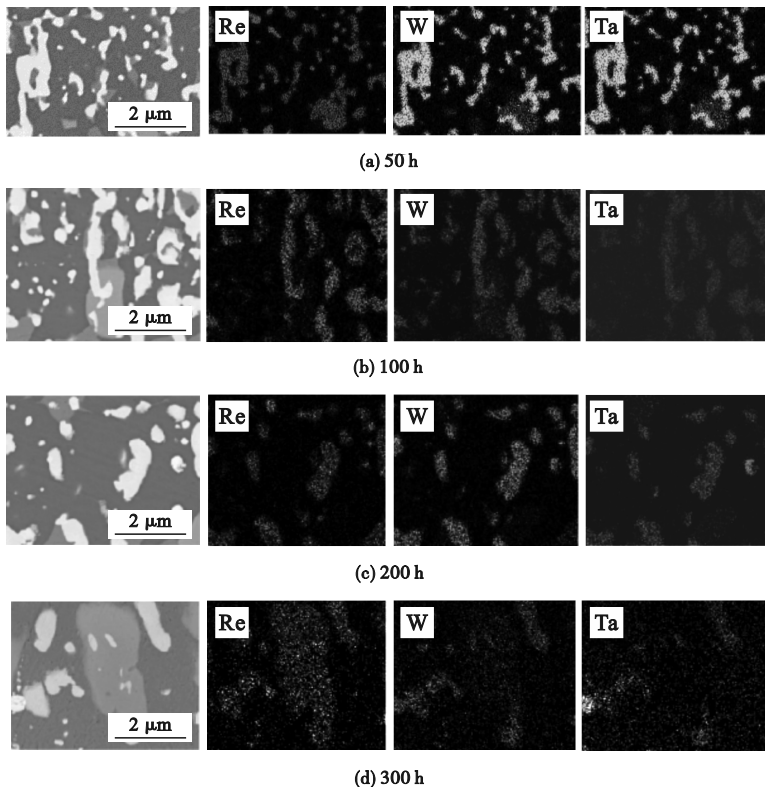


图4 渗铝涂层/DD405高温合金的IDZ和SRZ厚度随静态氧化时间的变化

Fig. 4 Changes in thickness of IDZ and SRZ of aluminated coating/DD405 superalloy with static oxidation time

2.2 互扩散区分析

通过EDS测量涂层在不同氧化时间后IDZ的元素组成,分别如图5和表3所示。



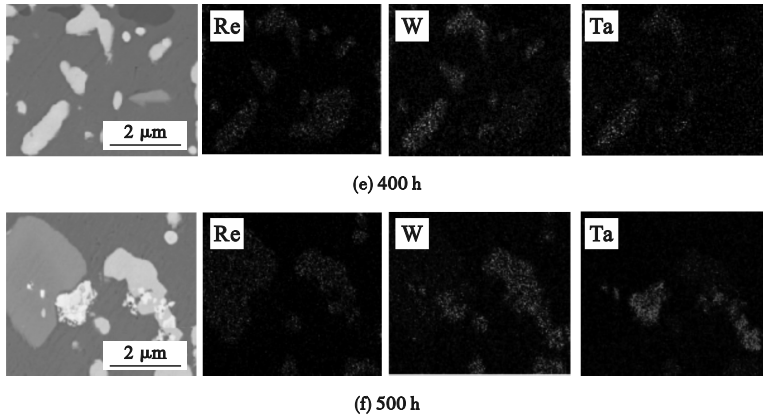


图 5 不同氧化时间涂层 IDZ 的 BES 和 EDS 图

Fig. 5 BES and EDS spectra of IDZ of the coating at different oxidation times

表 3 涂层 IDZ 在不同氧化时间的元素组成

Table 3 The elemental composition of IDZ in coatings at different oxidation times

时间/h	质量分数/%						
	Ni	Al	Re	Cr	Co	Ta	W
50	50.82	25.66	1.54	8.76	6.91	2.69	3.04
100	57.71	18.30	2.50	14.58	6.68	2.50	2.90
200	56.40	14.03	3.03	10.45	6.32	3.30	3.00
300	54.22	13.69	3.31	5.51	6.90	7.04	8.40
400	62.45	12.43	1.15	5.28	7.33	5.75	5.59
500	51.90	6.92	3.92	4.85	7.21	10.66	13.79

由图 5 可见,在氧化过程中互扩散区存在大量的难熔元素,且互扩散区中明亮区域的数量随氧化时间的增加逐渐减少,结合图 3 可得出,随氧化时间的增加互扩散区发生退化,其厚度逐渐减少。

结合图 5 和表 3 可知, IDZ 的主要元素是 Ni 元素和 Al 元素,随着氧化时间的增加, Ni 元素的含量不断上升, Al 元素的含量不断下降。氧化 100 h 时 Ni 元素的含量为 57.71%, 随着氧化时间增加到 400 h 时, Ni 元素含量达到最大值。在氧化过程中, IDZ 中 β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转化, 导致 Al 元素含量下降^[27], 直到氧化时间增加到 500 h, Ni 元素的含量下降到 51.90%, 在这个过程中 IDZ 中的 Al 元素含量由最初的 25.66% 持续减少到 6.92%, 相反 Ni 元素含量增加^[28]。在氧化后期 IDZ 中的 γ' -Ni₃Al 相不稳定, 最终与难熔元素一起在基体中形成针尖状的 TCP 相。随着氧化时间的增长, IDZ 中的 β -NiAl 相含量下降, Ni 元素含量逐渐增加, Al 元素含量逐渐下降, IDZ 的厚度逐渐减小^[29]。

图 6 为渗铝涂层/DD405 高温合金的 IDZ 中

元素含量随静态氧化时间的变化。

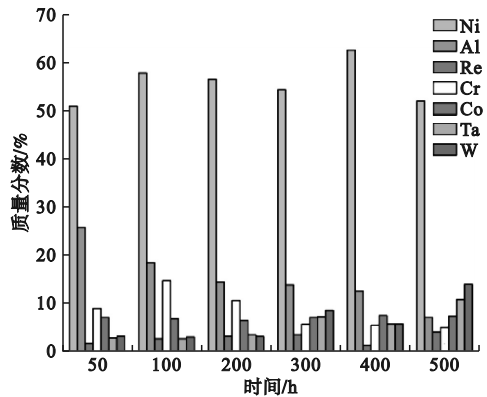


图 6 渗铝涂层/DD405 高温合金的 IDZ 中元素含量随静态氧化时间的变化

Fig. 6 Variation of element content in IDZ of aluminized coating/DD405 superalloy with static oxidation time

结合图 6 和表 3 可知, Ni 元素的含量随氧化时间的增加由最初的 50.82% 增加至 62.45%。Al 元素的含量随氧化时间的增加逐渐降低, 由最初的 25.66% 减少到 6.92%。随着氧化时间的增加, IDZ 中 β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转化, Al 元素含量逐渐下降。在氧化过程中, IDZ 区域出现了

Cr、Co、Re 和 Ta 元素,这些元素随氧化时间的增加含量不断增多。难熔元素的固溶性远高于 Al 元素,随着氧化时间的增加,不稳定的 γ' -Ni₃Al 相分解,最终与这些难熔元素一起在基体中形成 TCP 相^[30]。

2.3 TCP 相沉淀

针尖状 TCP 相的析出对涂层在高温下的机械性能有严重的影响,图 7 为涂层在不同氧化时间后 SRZ 的 BES 图和 EDS 元素图,并通过 EDS 测量 TCP 相的针尖区和外壳区的元素成分,结果如表 4 所示。

表 4 涂层 SRZ 在不同氧化时间的元素组成
Table 4 Elemental composition of SRZ of coatings after different oxidation times

时间/h	质量分数/%					
	Ni	Cr	Co	Re	W	Ta
50	60.86	9.90	8.11	1.42	2.23	2.23
100	63.60	7.81	8.93	3.50	7.98	7.00
200	60.55	7.96	7.92	6.06	7.55	9.96
300	61.79	7.38	7.18	2.23	2.07	2.43
400	62.68	7.40	8.35	4.94	4.76	3.87
500	63.40	7.54	7.33	5.13	7.07	9.53

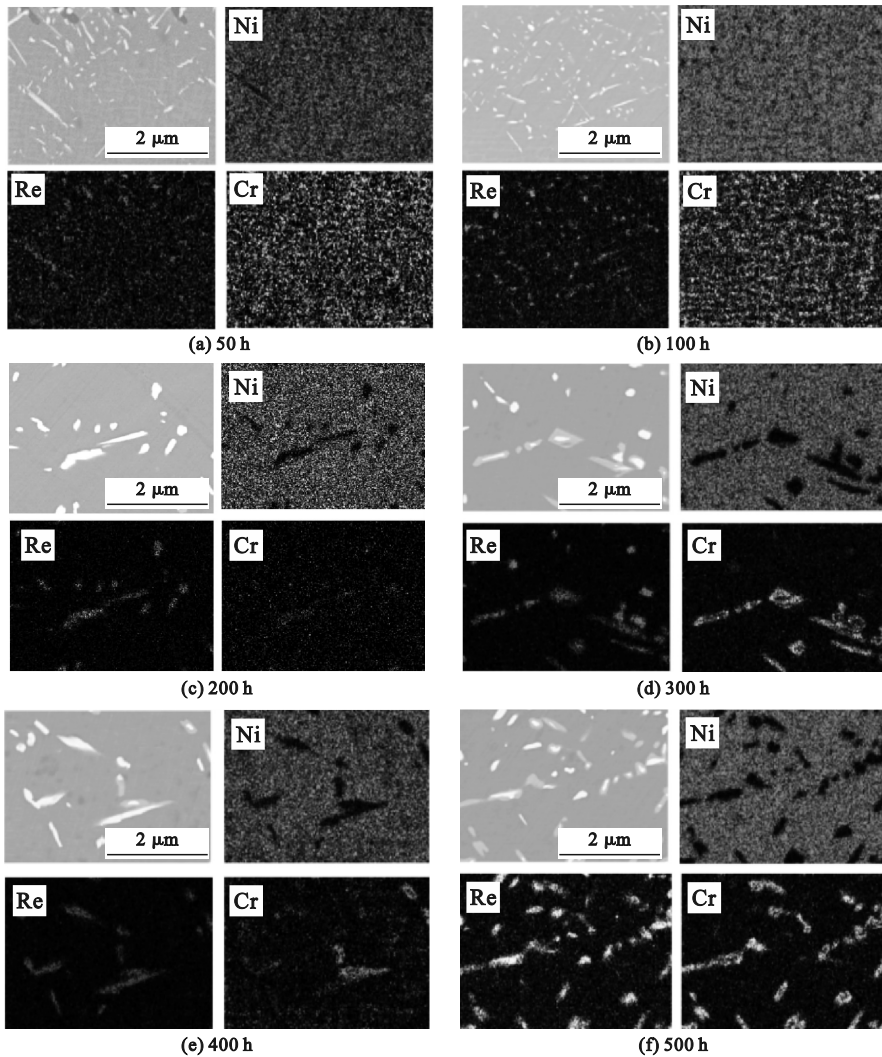


图 7 涂层 SRZ 在不同氧化时间的 BES 图和 EDS 图

Fig. 7 BES and EDS spectra of SRZ at different oxidation times for coatings

由图 7 可见,随着氧化时间的增加,有很多 TCP 相析出和生长。结合表 4 可知,涂层由 200 h 到 500 h 的氧化过程中,TCP 相的尺寸增大了近一倍,并且出现了明亮的针尖区和灰色的外壳区。由此可见,TCP 相的析出消耗了大量的难熔元素,

是导致涂层性能下降的主要原因^[31]。在高温环境下工作时涂层中的 Al 元素向基体扩散,在 IDZ 形成 β -NiAl 相。随着氧化时间的增长,IDZ 的 β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转化,导致 IDZ 的厚度下降。由于 γ' -Ni₃Al 相的不稳定性,在氧化后期逐

渐退化形成针尖状的 TCP 相^[32]。整体而言, 涂层与基体的相互扩散导致 γ' -Ni₃Al 相不稳定, 在氧化后期不稳定的 γ' -Ni₃Al 相发生分解, 最终与 W、Ta 和 Re 这些难熔元素一起在基体中形成针

状 TCP 相^[33]。

图 8 为铝化物涂层由沉积态、初期氧化态和后期氧化态的 IDZ 和 SRZ 微观结构演变示意图。

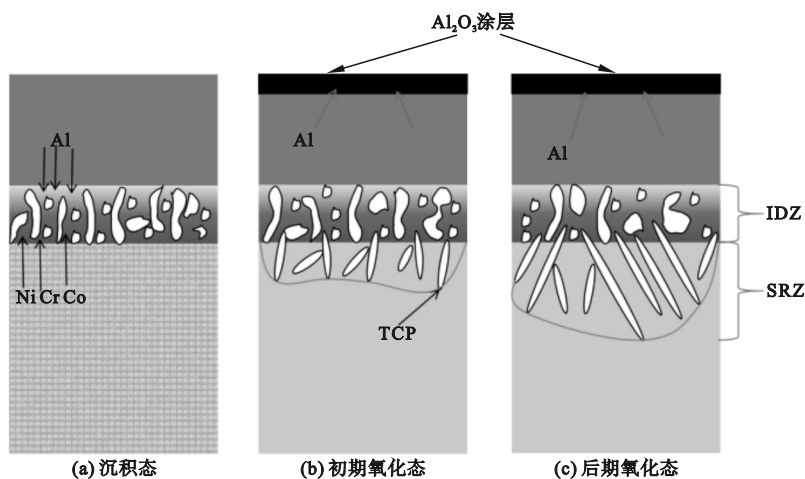


图 8 渗铝涂层的 IDZ 和 SRZ 在氧化过程中微观结构演变示意图

Fig. 8 Schematic diagram of microstructure evolution of IDZ and SRZ of aluminum infiltrated coating during oxidation process

由图 8 可知, 在基体表面上沉积铝化物涂层后会出现相对较密集 IDZ。结合图 3 和图 4 可知, 氧化初期 IDZ 主要存在 β -NiAl 相, 随着氧化时间的增长, IDZ 中 β -NiAl 相转化为不稳定的 γ' -Ni₃Al 相, 导致 Al 元素含量下降, 因此 IDZ 的厚度逐渐降低。氧化后期不稳定的 γ' -Ni₃Al 相逐渐退化, 与难熔元素一起在基体析出针尖状的 TCP 相, 这些针尖状的 TCP 相最终形成 SRZ。与此同时, 基体中的难熔元素也会随着氧化时间的增长逐渐向 SRZ 中扩散。TCP 相的数量随氧化时间的增长而增加, 形成的 SRZ 厚度也随之增加。

3 结论

本文以第二代单晶高温合金 DD405 为基体, 设计并通过化学气相沉积方法在 DD405 基体上沉积渗铝涂层。研究了高温防护涂层/单晶高温合金在不同氧化时间下的微观形貌和相变, 以及元素互扩散行为对高温单晶合金的微观结构和相变的影响, 可得出以下结论。

1) 不同氧化时间下的渗铝涂层均出现元素互扩散现象, 不同氧化时间下 IDZ 和 SRZ 的厚度不同, 且涂层在氧化过程中未发生剥落。

2) IDZ 中主要富含 β -NiAl 相, 随着氧化时间的增长, IDZ 中 β -NiAl 相转化为不稳定的 γ' -Ni₃Al

相, Al 元素含量下降, 导致 IDZ 的厚度下降。

3) γ' -Ni₃Al 相在氧化后期发生分解, 与难熔元素一起在基体中析出针尖状的 TCP 相, 形成 SRZ。

4) 在氧化过程中, γ' -Ni₃Al 不稳定, 最终形成含 W、Ta、Re 等难熔元素的针状 TCP 相, 随着氧化时间的增长, TCP 相的尺寸增大, SRZ 厚度增加。

参考文献 (References):

- [1] XU M M, LI S, DONG Z H, et al. High temperature performance and interface evolution of a NiCoCrAlY coating with Pt modification and re-based diffusion barrier [J]. Surface and Coatings Technology, 2023, 463: 129510.
- [2] GUO X T, HE H, CHEN F Z, et al. Microstructural degradation and creep property damage of a second-generation single crystal superalloy caused by high temperature overheating [J]. Materials, 2023, 16(4): 1682.
- [3] ZHU X T, YANG Q, WANG F, et al. Grain orientation optimization of two-dimensional grain selector during directional solidification of Ni-based superalloys [J]. Materials, 2020, 13(5): 1121.
- [4] TIAN L X, LIU W T, WANG K, et al. A new method to develop a NiRe-Al₂O₃ diffusion barrier between single crystal Ni-base superalloy and NiAl coating [J]. Materials Chemistry and Physics, 2022, 276: 125350.
- [5] JIANG C Y, YANG Y F, ZHANG Z Y, et al. A Zr-doped single-phase Pt-modified aluminide coating and the enhanced hot corrosion resistance [J]. Corrosion Science, 2018, 133: 406 - 416.
- [6] 倪建洋. PtAl 涂层与薄壁镍基单晶高温合金界面组织演变及元素互扩散行为研究 [D]. 广州: 广东工业大学, 2022.
- [7] LIU H, LI S, JIANG C Y, et al. Oxidation performance and

- interdiffusion behavior of a Pt-modified aluminide coating with pre-deposition of Ni[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2019, 32(12):1490–1500.
- [8] GAO H, GUAN K, CUI R J, et al. Effect of lanthanum on microstructure of a nickel-based single crystal superalloy [J/OL]. *China Foundry*, 2025; 1–10[2025–01–05]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/21.1498.TG.20250102.1541.008.html>. (in Chinese)
- [9] 李伟. Re 改性铝化物涂层的制备和氧化行为研究[D]. 合肥:中国科学技术大学, 2021.
- [10] 任双星, 阳颖飞, 任盼, 等. Hf + Cr 共改性 (Ni, Pt) Al 涂层在 1 100 °C 下的氧化行为[J]. *腐蚀与防护*, 2024, 45(11): 8–16, 30.
REN S X, YANG Y F, REN P, et al. Oxidation behavior of Hf + Cr co-modified (Ni, Pt) Al coatings at 1 100 °C [J]. *Corrosion & Protection*, 2024, 45(11): 8–16, 30. (in Chinese)
- [11] 王世兴, 李建超, 王秋童, 等. 钨改性铝化物涂层的应用与发展[J]. *热喷涂技术*, 2020, 12(3): 18–29.
WANG S X, LI J C, WANG Q T, et al. Application and development of platinum modified aluminide coating [J]. *Thermal Spray Technology*, 2020, 12(3): 18–29. (in Chinese)
- [12] 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.
- [13] HWANG C, PARK J, OH J, et al. Thermal stability and degradation properties of aluminide coated and uncoated Ti-6Al-4V alloys exposed to high temperature flame [J]. *Metals and Materials International*, 2023, 29(7): 1855–1862.
- [14] CHO H, LEE B W. High temperature stability of aluminide-coated inconel 617 [J]. *Modern Physics Letters B*, 2015, 29: 1540007.
- [15] YUN D W, SEO S M, JEONG H W, et al. Effect of refractory elements and Al on the high temperature oxidation of Ni-base superalloys and modelling of their oxidation resistance [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 710: 8–19.
- [16] ZHAO P, XIE G, CHEN C J, et al. Interplay of chemistry and deformation-induced defects on facilitating topologically-close-packed phase precipitation in nickel-base superalloys [J]. *Acta Materialia*, 2022, 236: 118109.
- [17] 黄良阳, 齐浩雄, 马瑞, 等. 铝化物涂层拓扑密排相的研究进展[J]. *材料保护*, 2024, 57(2): 98–107, 147.
HUANG L Y, QI H X, MA R, et al. Research progress on topologically close-packed phases of aluminide coatings [J]. *Materials Protection*, 2024, 57(2): 98–107, 147. (in Chinese)
- [18] HUO J J, SHI Q Y, FENG Q. Effect of multiple alloying additions on microstructural features and creep performance at 950 °C and 400 MPa in Ru-containing single crystal superalloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 693: 136–144.
- [19] GE M T, LI Y M, TAN Z H, et al. Influence of Ta + Al on the microstructure evolution of two Ru-containing Ni-based single crystal superalloys deposited with γ' + β NiAl coating at extremely high temperature [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 472: 129893.
- [20] 蒋成洋, 丰敏, 陈明辉, 等. 简单/改性铝化物涂层的研究现状[J]. *表面技术*, 2021, 50(9): 33–42.
JIANG C Y, FENG M, CHEN M H, et al. Research status of single/modified aluminum coating [J]. *Surface Technology*, 2021, 50(9): 33–42. (in Chinese)
- [21] ZHAO X Y, GUO H B, GAO Y Z, et al. Effects of Dy on transient oxidation behavior of EB-PVD β -NiAl coatings at elevated temperatures [J]. *Chinese Journal of Aeronautics*, 2011, 24(3): 363–368.
- [22] YAO X, DING Q Q, WEI X, et al. The effect of stress gradient on the formation of topologically close packed phases in a Ni-based single crystal superalloy at 1 050 °C [J]. *Materials Today Communications*, 2024, 40: 109899. .
- [23] LIU H, XU M M, LI S, et al. Improving cyclic oxidation resistance of Ni₃Al-based single crystal superalloy with low-diffusion platinum-modified aluminide coating [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 54: 132–143.
- [24] JIANG J L, ZHOU T, SHAO W, et al. Interdiffusion behavior and lifetime prediction of Co-Al coating on Ni-based superalloy [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 786: 920–929.
- [25] CAO J X, LIU Y K, DENG C M, et al. Interdiffusion behaviour of NiCoCrAlY coating and DD405 single crystal superalloy [J]. *Coatings*, 2020, 10(4): 393.
- [26] YU M, SUN Q S, WANG Q, et al. Effect of Pt-doping on the oxidation behaviors of the γ' -Ni₃Al and β -NiAl phases in the NiSiAlY alloy [J]. *Corrosion Science*, 2022, 200: 110224.
- [27] ZHOU Y, ZHAO X B, FAN Y P, et al. Precipitation of β -NiAl phase in a high Ru-containing Ni-based single crystal superalloy [J]. *Materials Letters*, 2024, 362: 136215.
- [28] LATIEF F H, KAKEHI K. Influence of thermal exposure on the creep properties of an aluminized Ni-based single crystal superalloy in different surface orientations [J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 816–821.
- [29] DENG P, YIN B, LI Q, et al. Tuning the secondary reaction zone between PtAl coating and nickel based single crystal superalloy during high-temperature oxidation through regulating aluminizing time [J]. *Surfaces and Interfaces*, 2023, 38: 102807.
- [30] YU C T, LIU H, ULLAH A, et al. High-temperature performance of (Ni, Pt) Al coatings on second-generation Ni-base single-crystal superalloy at 1 100 °C: effect of excess S impurities [J]. *Corrosion Science*, 2019, 159: 108115.
- [31] LIU C, YANG W C, QIN J R, et al. Nucleation and transition sequences of TCP phases during heat-exposure in a Re-containing Ni-based single crystal superalloy [J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 202: 165–173.
- [32] LIU Y Z, HU X B, ZHENG S J, et al. Microstructural evolution of the interface between NiCrAlY coating and superalloy during isothermal oxidation [J]. *Materials & Design*, 2015, 80: 63–69.
- [33] ERIKSSON R, YUAN K, LI X H, et al. MCrAlY coating design based on oxidation-diffusion modelling. Part II: Lifting aspects [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 253: 27–37.

(责任编辑:徐淑姣)