

引用格式: 章孝琴, 王卫泽, 刘帅男, 等. DD91 基体/NiCrAlY 涂层界面元素互扩散行为研究[J]. 中国材料进展, 2026, 45(1): 22-29.

ZHANG X Q, WANG W Z, LIU S N, *et al.* Interdiffusion Behavior of Interface Elements Between DD91 Substrate/NiCrAlY Coating[J]. Materials China, 2026, 45(1): 22-29.

DD91 基体/NiCrAlY 涂层界面元素互扩散行为研究

章孝琴¹, 王卫泽^{1,2}, 刘帅男¹, 刘朋朋¹

(1. 华东理工大学机械与动力工程学院, 上海 200237)

(2. 上海飞行器力学与控制研究院, 上海 200237)

摘要: 为研究 NiCrAlY 涂层与 DD91 镍基单晶合金的互扩散行为, 采用大气等离子喷涂技术在镍基单晶合金 DD91 基体表面沉积 NiCrAlY 涂层, 在 1150 °C 下对试样进行不同时间的热暴露处理, 通过 SEM、EDS、XRD 等方法研究了基体与涂层界面元素互扩散行为和显微组织变化。研究表明: 在 1150 °C 热暴露下, NiCrAlY 涂层中的 Ni 和 Cr 元素由涂层向基体扩散; Co, Al, Ta, Re, Ru, W 和 Mo 元素则是由基体向涂层扩散。在涂层和基体界面处形成了互扩散区, 互扩散区厚度随着热暴露时间的延长而增加并逐渐稳定; 在热暴露 50 h 时互扩散区下方析出大量拓扑密堆相, 随着热暴露时间延长, 拓扑密堆相又溶解于基体中。

关键词: NiCrAlY 涂层; DD91 镍基单晶合金; 大气等离子喷涂; 互扩散; 热暴露

中图分类号: TG174.442⁺.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2026)01-0022-08

Interdiffusion Behavior of Interface Elements Between DD91 Substrate/NiCrAlY Coating

ZHANG Xiaoqin¹, WANG Weize^{1,2}, LIU Shuainan¹, LIU Pengpeng¹

(1. School of Mechanical and Power Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237, China)

(2. Shanghai Institute of Aircraft Mechanics and Control, Shanghai 200237, China)

Abstract: In order to investigate the interdiffusion behaviors between NiCrAlY coating and nickel-based single crystal alloy DD91, NiCrAlY coating was deposited on the surface of nickel-based single crystal alloy DD91 substrate by atmospheric plasma spraying technology. The samples were thermally exposed at 1150 °C for different time. The interdiffusion behavior of elements and microstructure changes at the interface between substrate and coating were studied by SEM, EDS and XRD. The results showed that under the condition of 1150 °C, Ni and Cr elements in the NiCrAlY coating diffuse from the coating to the substrate. Co, Al, Ta, Re, Ru, W and Mo elements diffuse from the substrate to the coating. The interdiffusion zone (IDZ) was formed at the interface between the coating and the substrate, and the thickness of IDZ increased with time and gradually stabilized. A large number of topologically close-packed phase were precipitated under the IDZ after thermal exposure for 50 h. Along with the thermal exposure time, the topologically close-packed phase was dissolved in the matrix.

Key words: NiCrAlY coating; DD91 nickel-based single crystal alloy; atmospheric plasma spraying; interdiffusion; thermal exposure

1 前言

随着航空航天工业的不断发展, 热端部件的使用工况愈发严苛, 其中涡轮叶片在工作时不仅要承受高达 1500 °C 以上的高温气流撞击, 还要承受高速旋转和严峻的机械应力, 因此在高温下仍能保持较好的抗拉强度和抗腐蚀性能的镍基单晶高温合金得到广泛应用^[1-7]。

收稿日期: 2024-06-29 修回日期: 2024-09-05

基金项目: 国家科技重大专项(2021-A-IV-002)

第一作者: 章孝琴, 女, 1999 年生, 硕士研究生

通讯作者: 王卫泽, 女, 1975 年生, 教授, 博士生导师,

Email: wangwz@ecust.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202406032

为进一步提高部件的服役性能,优化单晶合金成分、调整叶片几何结构以及施加高温防护涂层都能达到提升叶片承温能力的效果。在单晶中加入铼(Re)、钌(Ru)等稀贵金属元素可以提高其固溶强化和沉淀强化的效果。但是上述元素的加入会导致拓扑密堆相(topologically close-packed, TCP)相的析出,同时也会使成本增加。可通过制备带有空心结构的单晶叶片来调整叶片结构,但这样做会导致叶片结构愈发复杂,并且不利于单晶高温合金叶片的工程化生产和效率提高^[8,9]。而施加高温防护涂层不仅可以有效解决成分和结构的问题,还能提高合金的抗氧化性能和耐腐蚀性能。

MCrAlY($M=Ni, Co$ 或者 $Ni+Co$)涂层与镍基高温合金基体之间相容性较好,不仅能提高基体力学性能,如抗氧化性能、耐腐蚀性能、抗热疲劳强度等,涂层的成分和厚度还可以调控,因此在高温防护领域得到了广泛的应用^[10-12]。由于涂层和基体成分的差异,会导致元素发生扩散行为,使基体形成互扩散区(interdiffusion zone, IDZ)和二次反应区(secondary reaction zone, SRZ),并伴随 TCP 有害相的生成,这些析出相会降低合金高温强度和断裂韧性,形成裂纹导致基体失效断裂^[13-15]。时龙等^[16]分别研究了 NiCrAlY 和 NiCoCrAlY 涂层与 DD91 合

金之间的互扩散行为,发现 NiCrAlY 涂层能抑制 SRZ 的形成和 TCP 相的析出。原慷等^[17]通过对不同成分的 MCrAlY 涂层与 DD6 单晶基体的界面元素扩散进行模拟,发现涂层中的 Al 和 Cr 含量的提高会促进 TCP 相的析出。因此有必要研究不同涂层与基体之间的元素扩散行为。

本文以 NiCrAlY 涂层及第四代镍基单晶高温合金 DD91 为研究对象,通过在 1150 °C 下的热暴露实验,分析 DD91 基体/NiCrAlY 涂层界面元素互扩散行为和显微组织结构演变的规律,阐明基体与涂层之间界面的传质及结构演变规律。

2 实验

2.1 试样制备

本实验采用的基体材料为 DD91 镍基单晶高温合金($Ni-3.5Cr-6Al-12Co-8Ta-5.4Re-3Ru-6.5W-2Mo$)。采用线切割将 DD91 单晶棒制成 $\Phi 16\text{ mm}\times 2\text{ mm}$ 的圆片,对基体材料进行逐级打磨和超声波清洗,烘干备用。涂层采用的是 NiCrAlY 合金($Ni-22Cr-10Al-1Y$)。采用 0.5 MPa 的喷砂压力对基体进行喷砂处理,再使用大气等离子喷涂(atmospheric plasma spraying, APS)方法在 DD91 镍基单晶高温合金表面沉积涂层制备出 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样,喷涂参数见表 1。

表 1 NiCrAlY 涂层大气等离子喷涂工艺参数

Table 1 Atmospheric plasma spraying parameters for NiCrAlY coating

Coating	Current/A	Voltage/V	Plasma gas flow rate, Ar and H ₂ /(L/min)	Stand-off distance/mm	Scanning speed/(mm/s)	Feedstock feed rate/(g/min)
NiCrAlY	550	36	50/8	120	900	10

2.2 热暴露实验

热暴露实验在箱式电阻炉(XW-4-13)中进行,实验环境为大气环境,实验温度为 1150 °C,加热炉控温精度为 ± 1 °C。将装有 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样的氧化铝坩埚放入电阻炉中,随炉升温至 1150 °C 后保温一段时间(5, 25, 50, 100, 200, 300 和 500 h),之后在炉内冷却至室温后取出。

2.3 测试与表征

采用 S-3400N 钨灯丝扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)观察涂层表面和基体/涂层界面微观结构,并使用配备的 Falion 60S X 射线能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)进行元素分析。采用 D/max 2550 VB/PC X 射线衍射仪(X-ray diffraction analysis, XRD)对试样物相组成进行分析。

3 结果与讨论

3.1 喷涂态试样分析

图 1 为在 DD91 基体上通过 APS 制备的 NiCrAlY 喷涂

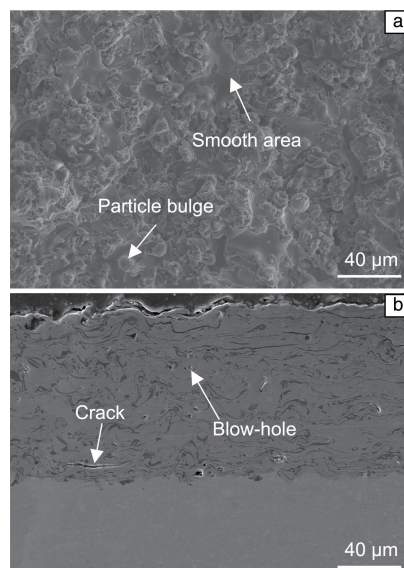


图 1 喷涂态 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样微观形貌:(a) 表面形貌,(b) 截面形貌

Fig. 1 Micromorphology of as-sprayed DD91 substrate/NiCrAlY coating sample:(a) surface morphology,(b) cross-section morphology

态涂层的微观组织形貌。由试样的表面形貌(图 1a)可知, NiCrAlY 涂层由完全熔融的粒子撞击而成的表面光滑区域和未熔融或半熔融颗粒以及飞溅颗粒形成的凸起组成。由试样的截面形貌(图 1b)可知, 采用 APS 技术制备的 NiCrAlY 涂层厚度约为 70~90 μm , 呈现 APS 涂层的典型层状结构, 存在较多气孔和微裂纹; 此外, 涂层和

基体界面处未见明显大裂纹, 涂层和基体之间结合紧密, 并且界面平整、清晰, 未出现 IDZ 和 SRZ。

采用 EDS 区域扫描对基体和涂层进行化学元素分析, 结果见表 2。从表中发现, 与 DD91 基体相比, NiCrAlY 涂层中的 Al, Cr 和 Ni 元素的含量较高。

表 2 喷涂态 DD91 基体和 NiCrAlY 涂层 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of DD91 substrate and NiCrAlY coating in spray state (w/%)

Area	Ni	Cr	Al	Y	Co	Ta	Re	Ru	W	Mo
DD91	50.48	3.74	5.68	—	11.27	11.39	4.3	2.38	8.58	2.16
NiCrAlY	65.16	19.83	12.31	0.89	—	—	—	—	—	—

对 NiCrAlY 涂层进行 XRD 分析, 结果如图 2。由图可知, 采用 APS 技术制备的 NiCrAlY 涂层主要是由 γ -Ni/ γ' -Ni₃Al 相组成, 并含有少量的 β -NiAl。

3.2 热暴露过程中试样微观形貌分析

图 3 为 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样经不同时间热暴露处理后表面的微观形貌。涂层表面由较规整的大块晶粒和鳞片状区域组成, 根据 EDS 分析结果和 XRD 图谱可知, 规整的晶粒是 Ni 及其化合物, 而小晶粒则是 Cr 和 Al 元素及其化合物。随着热暴露时间增加, 块状晶粒尺寸增加, 但表面上的块状晶粒数量减少, 鳞片状区域增加。

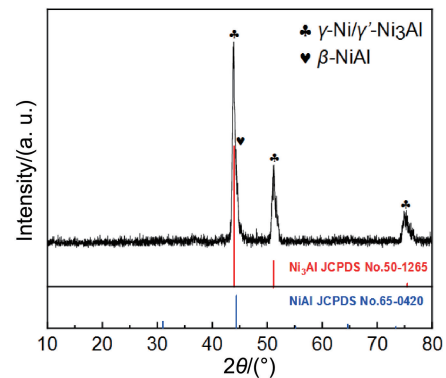


图 2 喷涂态 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样的 XRD 图谱

Fig. 2 XRD pattern of as-sprayed DD91 substrate/NiCrAlY coating sample

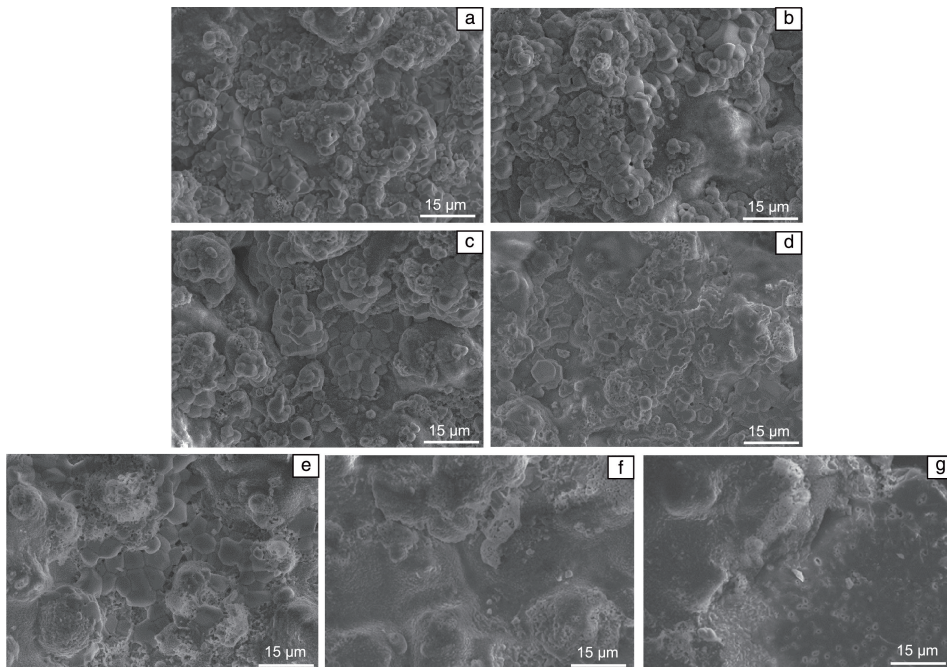


图 3 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样在 1150 $^{\circ}\text{C}$ 热暴露不同时间后的表面形貌: (a)5 h, (b)25 h, (c)50 h, (d)100 h, (e)200 h, (f)300 h, (g)500 h

Fig. 3 Surface morphology of DD91 substrate/NiCrAlY coating samples after thermal exposure at 1150 $^{\circ}\text{C}$ for different time: (a)5 h, (b)25 h, (c)50 h, (d)100 h, (e)200 h, (f)300 h, (g)500 h

结合不同时间热暴露后涂层表面的 XRD 图谱(图 4)可知, NiCrAlY 涂层的相结构发生了转变, 涂层中的 Al, Ni, Cr 等元素与 O₂ 发生氧化反应, 起到了保护基体不被氧化的作用。热暴露 5 h 时, O₂ 首先会和 Al, Ni, Cr 等元素反应生成 NiO 和 Al₂O₃, 以及少量的 Cr₂O₃, 其氧化反应方程式为^[18-20]:



随着热暴露时间的增加, Al₂O₃ 的 XRD 衍射峰强度不断增强, 如图 4 所示。NiO 和 Cr₂O₃ 的衍射峰强度都表现出先增大后减小的趋势, NiO 衍射峰在 25 h 强度达到最大, 在 200 h 时无法检测到 NiO 的峰; Cr₂O₃ 衍射峰强度在 100 h 达到最大, 随后降低。这种相变的产生有两方面原因, 一方面是活性更高的 Al 元素向表面扩散, 生成的连续致密的 Al₂O₃ 膜阻止了 O₂ 向内扩散和金属元素向涂层表面扩散; 另一方面是生成的 NiO 和 Cr₂O₃ 与其他氧化物反应生成了尖晶石结构氧化物 NiAl₂O₄ 和 NiCr₂O₄, 消耗了一部分物质, 其反应式为^[18-20]:



从图 4 中还能发现, 随着热暴露时间的增加, β -NiAl 的衍射峰强度呈现出先减弱后增强的情况, 这是由于涂层

中的 β -NiAl 为 Al₂O₃ 的形成提供了 Al 元素, 而 Ni 元素则会导致 β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转变。当致密的 Al₂O₃ 屏障形成后, 氧化速率降低, Al 元素含量降低到临界浓度时, 基体中的 Al 元素向涂层中扩散^[11]。

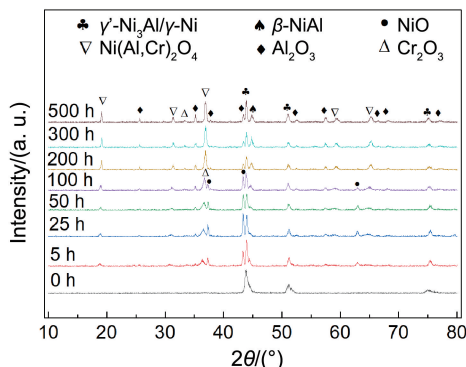


图 4 在 1150 °C 热暴露不同时间的 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样 XRD 图谱

Fig. 4 XRD pattern of DD91 substrate/NiCrAlY coating samples after thermal exposure at 1150 °C for different time

图 5 为 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样经不同时间热暴露后截面的微观形貌。从图 5a 可以发现, 在热暴露 5 h 后涂层与基体界面处已经形成了界限清晰的 IDZ, 并未观察到明显的 SRZ, 且 IDZ 与 NiCrAlY 涂层之间存在一条明显的黑色分界线, 采用 EDS 进行元素分析可知, 该

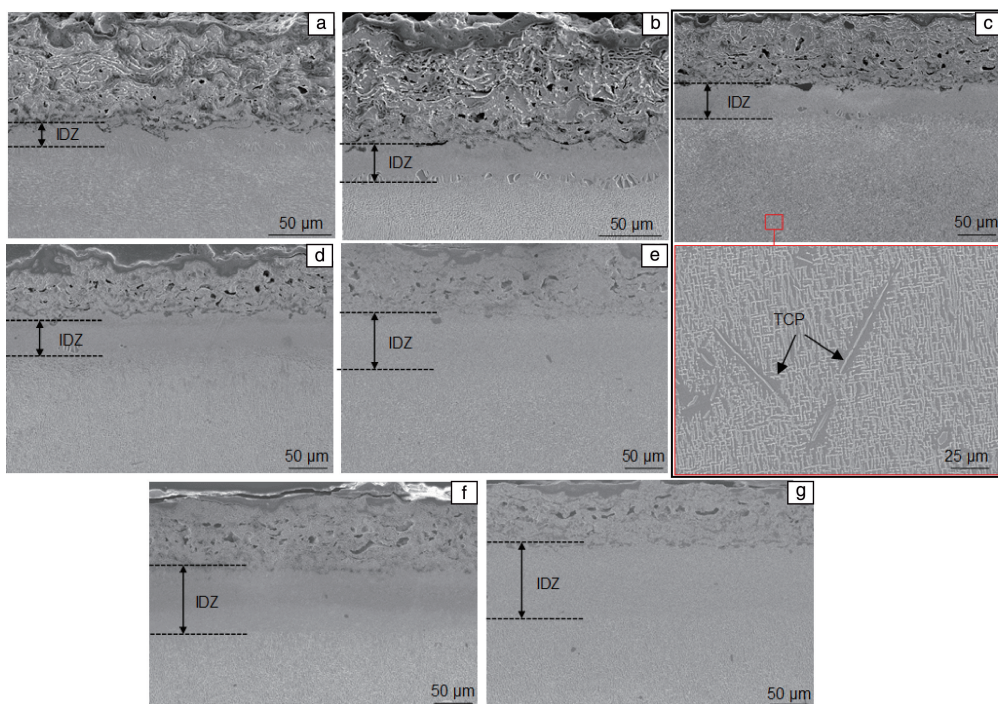


图 5 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样在 1150 °C 热暴露不同时间后的截面形貌: (a) 5 h, (b) 25 h, (c) 50 h, (d) 100 h, (e) 200 h, (f) 300 h, (g) 500 h

Fig. 5 Cross-section morphology of DD91 substrate/NiCrAlY coating samples after thermal exposure at 1150 °C for different time: (a) 5 h, (b) 25 h, (c) 50 h, (d) 100 h, (e) 200 h, (f) 300 h, (g) 500 h

黑色分界线为 Al_2O_3 。随热暴露时间延长, IDZ 的厚度增加并趋于稳定, 如图 6 所示。在 0~50 h 内, IDZ 厚度增长的速率最快, 厚度在 50 h 就已经达到了 $35.54 \mu\text{m}$; 在 50~200 h 内, IDZ 厚度增长的速率有所下降, 厚度在 200 h 达到 $75.94 \mu\text{m}$; 在 200~500 h 内, IDZ 厚度增长的速率进一步降低, 在 500 h 附近时厚度趋于稳定, 达到 $99.34 \mu\text{m}$ 。

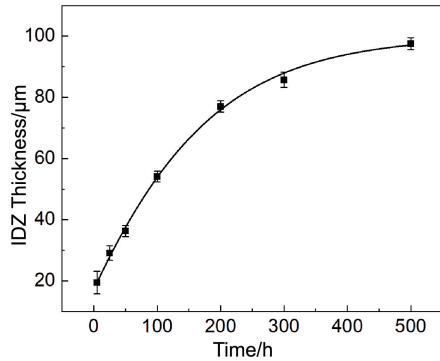


图 6 互扩散区厚度随时间变化曲线

Fig. 6 Variation curve of interdiffusion zone (IDZ) thickness over time

由图 5c 可知, 当热暴露时间达到 50 h 时, 在 IDZ 下方析出了大量针尖状和少数颗粒状的 TCP 相, 且遍布整个基体, 这些固溶元素的析出很大程度上降低了镍基单晶合金的力学性能^[14]。对析出相进行元素分析, 得出其成分为: 33.64% Re, 33.27% W, 12.4% Ni, 6.99% Co, 4.52% Cr, 3.78% Ta, 2.44% Mo, 1.92% Ru 和 1.04% Al

(质量分数), 可认为 TCP 相主要由 Ni, Re, W, Co 和 Cr 元素组成, 其中 W 和 Re 元素含量均超过 30%, 其特征与镍基单晶高温合金中的 σ 相的成分特征一致^[21]。但热暴露时间超过 50 h 后, 如图 5d~5g, 析出的 TCP 相又溶解于基体中, 只有极个别 TCP 相析出, 这是因为固溶元素在 Ni 元素中的溶解度更大, 随着时间的延长, Ni 元素向内扩散, 固溶元素溶解度提高, 析出相溶解。根据图 7 的 EDS 元素面扫结果可知, 块状和针状的 TCP 相具有一样的元素组成, 针状 TCP 相的析出方向具有一定的取向, 与水平方向呈 45° 和 135° 两个角度, 与基体合金的取向一致^[22-24]。

采用 EDS 对热暴露 500 h 的 IDZ 和基体进行元素分析, 结果表明: 在 IDZ 区域, Ni 和 Al 原子数分数分别为 62.52% 和 10.15%, Ni 元素和 Al 元素原子比约为 6:1, 表明此处存在大量 γ -Ni 相, 而较低的 Al 含量也导致在 IDZ 的 γ' - Ni_3Al 相细小。在基体区域, Ni 和 Al 原子数分数分别为 56.94% 和 14.29%, Ni 元素和 Al 元素原子比约为 4:1, 表明此处的组织以 γ' - Ni_3Al 相为主^[25]。

从图 5e~5g 可以观察到基体界面上出现了黑色的 Al_2O_3 颗粒, 这是由于长时间的氧化导致热生长氧化物 (thermal grown oxide, TGO) 内产生较大的生长应力, 造成脱落, 表面致密的 Al_2O_3 被破坏, 无法完全阻挡 O_2 的入侵, 同时 APS 造成的孔隙也提供了 O_2 进入基体的通道, 因此在长时间的热暴露处理时, 涂层的抗氧化性能会有所下降。

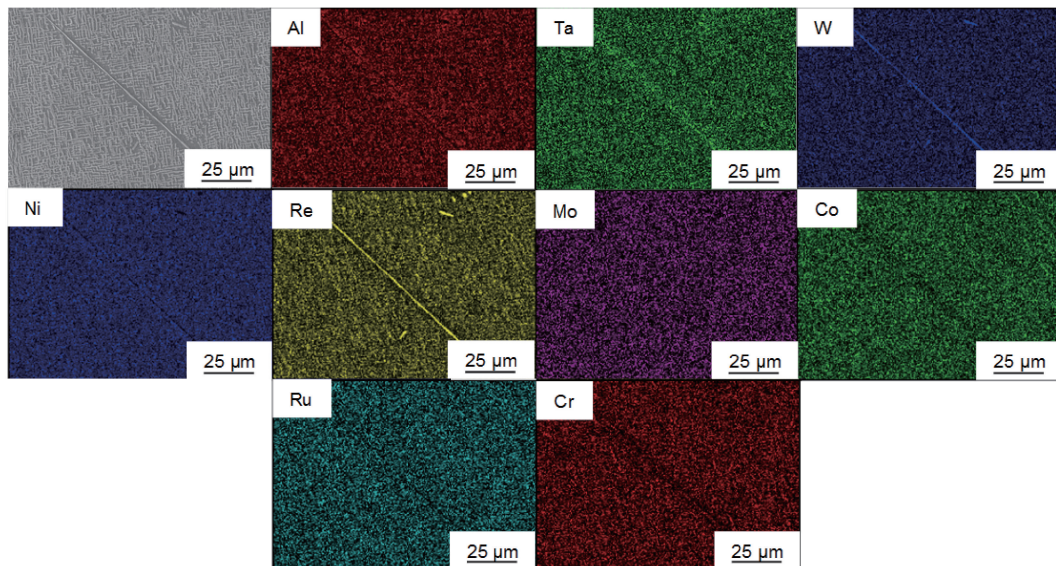


图 7 热暴露 50 h 后的析出相的 EDS 元素面扫描图谱

Fig. 7 EDS elemental mappings of the precipitated phase after thermal exposure for 50 h

3.3 基体与涂层界面元素扩散行为分析

在距离涂层表面 $20 \mu\text{m}$ 处, 沿深度方向每隔 $15 \mu\text{m}$ 进行 EDS 元素分析, 将涂层与基体交界处定义为坐标原

点, 绘制出元素分布图。图 8 为不同热暴露时间 DD91 基体/ NiCrAlY 涂层试样的截面元素分布。

由图 8 可知, 在 1150°C 恒温氧化过程中, 涂层与基

体之间的元素发生了不同程度的扩散, 整体表现出的趋势是: NiCrAlY 涂层中的 Ni 和 Cr 元素由涂层向基体扩散, 在 IDZ 形成 Ni 元素的富集; Co, Al, Ta, Re, Ru,

W 和 Mo 元素则是由基体向涂层扩散, IDZ 的难熔金属 (Ta, Re, Ru, W, Mo) 含量比基体低, 而 IDZ 下方区域的难熔金属含量与基体中相近。

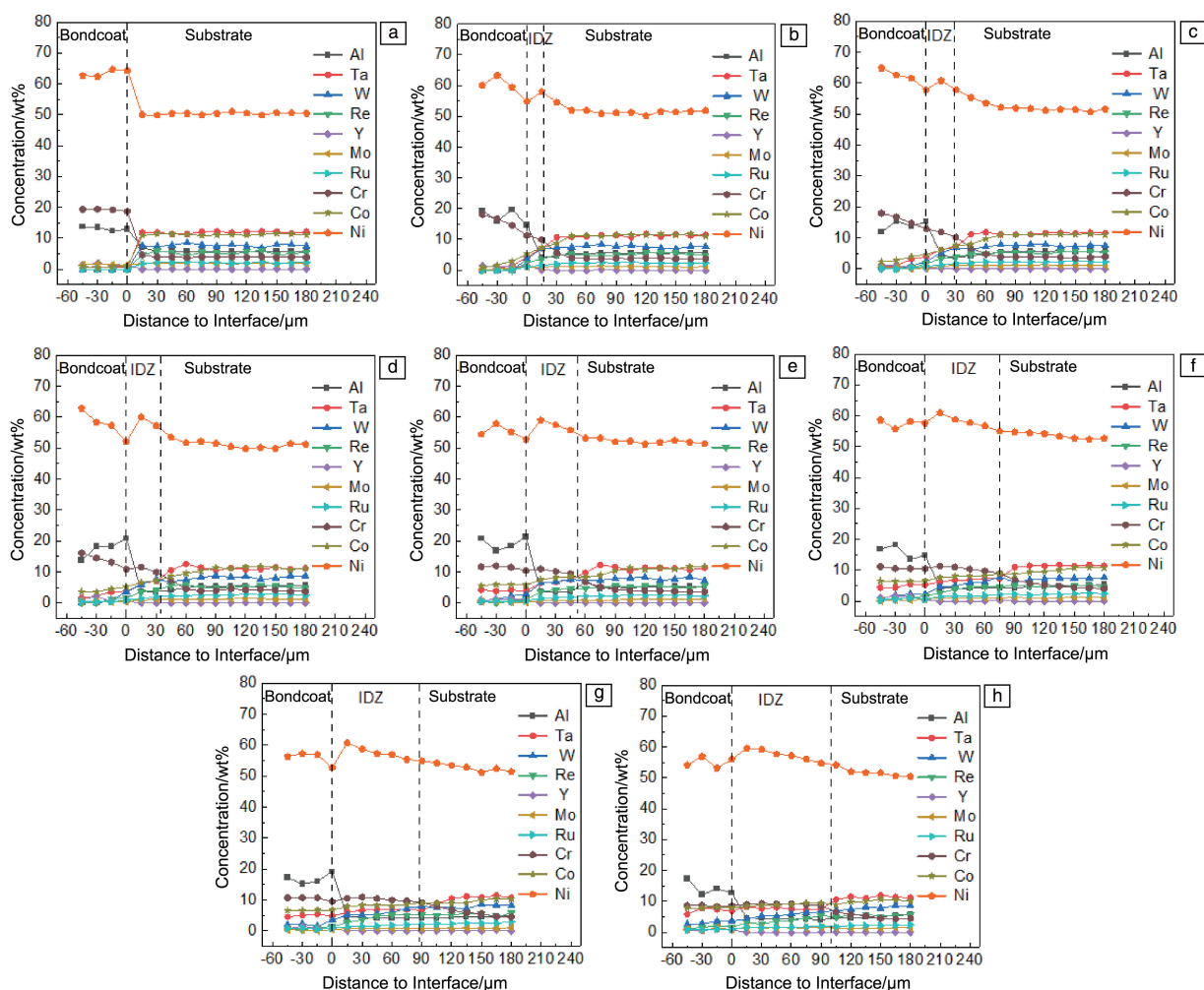


图 8 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样在 1150 °C 热暴露不同时间后截面的元素分布: (a)0 h, (b)5 h, (c)25 h, (d)50 h, (e)100 h, (f)200 h, (g)300 h, (h)500 h

Fig. 8 The element distribution of cross-section of DD91 substrate/NiCrAlY coating samples after thermal exposure at 1150 °C for different time: (a)0 h, (b)5 h, (c)25 h, (d)50 h, (e)100 h, (f)200 h, (g)300 h, (h)500 h

Ni 元素由涂层向基体扩散, 这是由于基体和涂层中的 Ni 元素存在较大的浓度差, 涂层比基体中 Ni 元素的含量高约 15%, 在浓度差的作用下, Ni 元素不断向基体扩散, 最终分布逐渐趋于平稳。但在靠近界面即 IDZ, Ni 元素含量比涂层和基体含量都高, 形成了富 Ni 区, 如图 9a 所示, 因此可推断在 IDZ 存在大量的 γ -Ni 相和大量细小的 γ' -Ni₃Al 相。

Al 元素的扩散方向是双向的, 在浓度差的驱动下, Al 元素向基体扩散, 但由于浓度差较小, 扩散也较少; 同时在热暴露的作用下, Al 元素不断向外扩散形成 Al₂O₃ 保护膜, 首先是涂层中 β -NiAl 相提供 Al 元素与 O₂ 反应, 当 Al 元素不断降低时, 基体中的 Al 元素不断从

基体向涂层扩散进行补充, 因此在涂层与基体的界面处 Al 元素含量较高^[11], 如图 9b 所示。由于 Ni 元素和 Cr 元素与基体的浓度差更大, 向基体内扩散的程度更大。而涂层中 Al 元素的含量呈现出增长的趋势, 表现为 Al 元素向外扩散。

Cr 元素在浓度差的驱动下也从涂层向基体扩散, 其扩散速率可粗略地认为等于 IDZ 在基体内厚度增长的速率^[25], 如图 9c 所示, Cr 元素在不同暴露时间下的浓度分布转折点基本与 IDZ 厚度变化一致, 并在 200 h 时已经形成较平稳的分布, 这表明随着涂层中的 Cr 元素含量逐渐降低, IDZ 厚度的增长速率逐渐降低直至停止。

Co, Ta, Re, Ru, W 和 Mo 元素变化规律相同, 都是从基体向涂层扩散, 但 Co 元素扩散速率比 Ta, Re,

Ru, W 和 Mo 元素快。Co 元素在 300 h 时界面两侧的元素分布就已经趋于稳定, 如图 9d 所示。

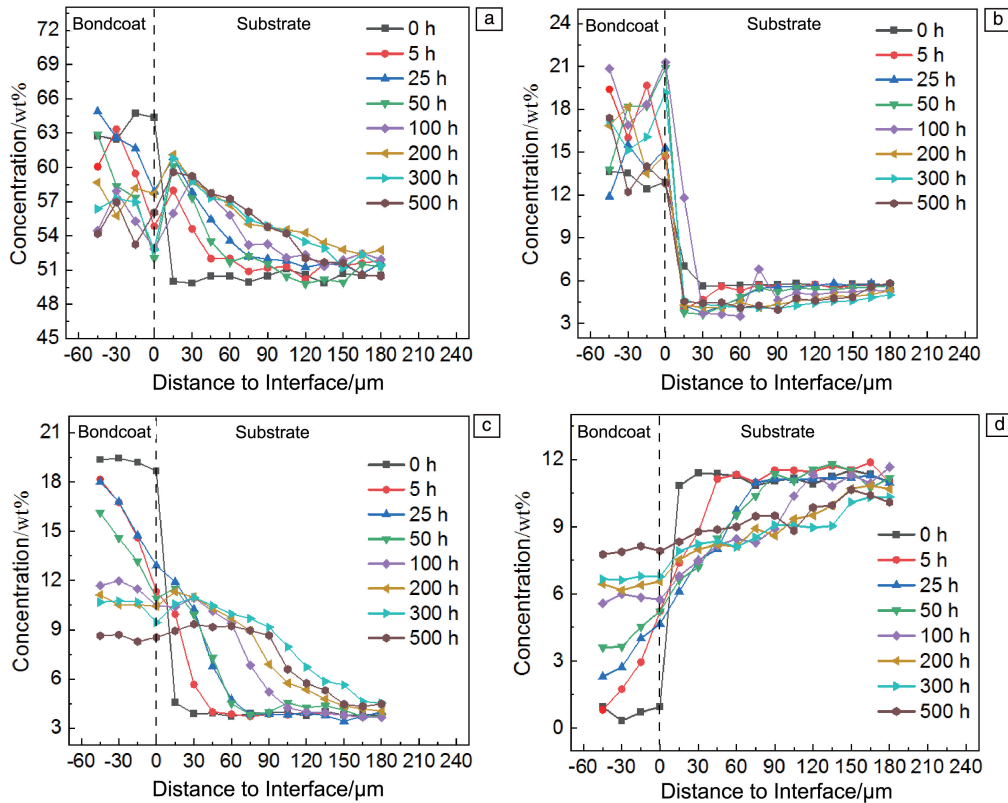


图 9 DD91 基体/NiCrAlY 涂层试样在 1150 °C 热暴露不同时间后 Ni(a), Al(b), Cr(c), Co(d) 元素的分布曲线

Fig. 9 The Ni (a), Al(b), Cr(c), Co(d) elements distribution curves of DD91 substrate/NiCrAlY coating samples after thermal exposure at 1150 °C for different time

3.4 基体与涂层界面演变机理分析

通过上述分析可知, 在 1150 °C 高温环境中, DD91 基体/NiCrAlY 涂层之间会由于所含元素浓度的不同, 出现元素的互扩散行为, NiCrAlY 涂层中的 Ni 和 Cr 元素由涂层向基体扩散; Co, Al, Ta, Re, Ru, W 和 Mo 元素则是由基体向涂层扩散。Al 元素的扩散导致基体发生 β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转变, Ni 元素的扩散提高了难熔元素 (Ta, Re, Ru, W, Mo) 的溶解度, 导致 TCP 相的溶解。

DD91 基体/NiCrAlY 涂层界面组织和相组成在 1150 °C 热暴露时的演变过程: 在高温大气环境中, Ni, Al 和 Cr 元素在涂层表面被氧化, 生成 NiO、Al₂O₃ 和 Cr₂O₃; 随着热暴露的持续进行, 涂层中的 β -NiAl 相不断提供 Al 元素, 形成致密的 Al₂O₃ 保护膜, Ni 元素不断向基体扩散, β -NiAl 减少; 随着 Al₂O₃ 屏障逐渐生成, 表面的氧化物之间开始反应, 生成尖晶石类物质 NiAl₂O₄ 和 NiCr₂O₄。涂层中的 Al 元素降低到临界值后, 基体中的 Al 元素向涂层扩散, 同时 Ni 元素从涂层向内扩散, 使 IDZ 发生

β -NiAl 相向 γ' -Ni₃Al 相转变, 导致 IDZ 存在大量 γ -Ni 相和细小的 γ' -Ni₃Al 相。有文献表明 TCP 相在没有涂层的情况下也能产生^[26, 27], 因此即便 Ni 元素不断向内扩散, 在短时间热暴露时 (25 h 内) 未析出 TCP 相, 随着热暴露时间持续延长, 整个基体也会开始有 TCP 相的产生, 继续延长氧化时间, Ni 元素持续向内扩散, 会提高 Re, W, Co 和 Cr 等元素的溶解度, 且 Re, W 和 Co 等元素向外扩散, 基体中 γ -Ni 相增多且 γ' -Ni₃Al 相减少, TCP 相被溶解, 只剩下极少量的 TCP 析出相。

4 结论

(1) 在 1150 °C 下, DD91 基体/NiCrAlY 涂层在元素浓度差的驱动下会发生互扩散行为, NiCrAlY 涂层中的 Ni 和 Cr 元素由涂层向基体扩散; Co, Al, Ta, Re, Ru, W 和 Mo 元素则是由基体向涂层扩散。

(2) NiCrAlY 涂层与 DD91 基体之间的元素扩散导致了互扩散区的形成, 互扩散区的深度与 Cr 元素扩散深度有关, 其主要组成是 γ -Ni 相和细小的 γ' -Ni₃Al 相。

(3)在热暴露 50 h 时互扩散区下方观察到大量的拓扑密堆相,随着时间的延长拓扑堆度相又溶解在基体中。

参考文献 References

- [1] 赵宏伟, 杨贤樑, 张嵩, 等. 特种铸造及有色合金[J], 2021, 41(9): 1-12.
ZHAO H W, YANG X L, ZHANG S, *et al.* Special Casting & Non-ferrous Alloys[J], 2021, 41(9): 1-12.
- [2] ZHOU Y, GONG Y, CAI M, *et al.* International Journal of Advanced Manufacturing Technology[J], 2017, 90(5-8): 1749-1768.
- [3] NOVEED E, MUHAMMAD M, IFTIKHAR S, *et al.* Journal of Materials Science[J], 2010, 45: 4507-4517.
- [4] 郭洪波, 宫声凯, 徐惠彬, 等. 中国材料进展[J], 2009, 28(Z2): 18-26.
GUO H B, GONG S K, XU H B, *et al.* Materials China[J], 2009, 28(Z2): 18-26.
- [5] 胡霖, 佟文伟, 高志坤, 等. 航空发动机[J], 2016, 42(4): 81-86.
HU L, TONG W W, GAO Z K, *et al.* Aeroengine[J], 2016, 42(4): 81-86.
- [6] GAO Q, GONG Y D, ZHOU Y G, *et al.* Journal of Northeastern University[J], 2017, 38(4): 542-546.
- [7] HUDA Z, EDI P. Material & Design[J], 2013, 46: 552-560.
- [8] 刘大响. 材料工程[J], 2017, 45(10): 1-5.
LIU D X. Journal of Materials Engineering[J], 2017, 45(10): 1-5.
- [9] 陶稀鹏. 涂层对第二代镍基单晶高温合金组织及性能的影响研究[D]. 合肥: 中国科学技术大学, 2022.
TAO X P. Effect of Coating on Microstructure and Properties of a Second-Generation Nickel Base Single Crystal Superalloy[D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2022.
- [10] FURRER D, FECHT H. JOM[J], 1999, 51(1): 14-17.
- [11] TAN K J, LIANG J J, WANG X G, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2022, 35(4): 679-692.
- [12] 杜洪强, 田素贵, 于兴福, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2008(9): 1555-1559.
DU H Q, TIAN S G, YU X F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2008(9): 1555-1559.
- [13] YANG S, GAO S, XUE W H, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2023, 473: 130035.
- [14] CAO J X, LIU Y K, DENG C M, *et al.* Coatings[J], 2020, 10(4): 393-403.
- [15] WANG R L, GONG X Y, PENG H, *et al.* Applied Surface Science[J], 2015, 326: 124-130.
- [16] 时龙, 辛丽, 王福会, 等. 中国表面工程[J], 2018, 31(3): 86-89.
SHI L, XIN L, WANG F H, *et al.* China Surface Engineering[J], 2018, 31(3): 86-89.
- [17] 原慷, 于月光, 刘建明, 等. 热喷涂技术[J], 2019, 11(1): 23-29.
YUAN K, YU Y G, LIU J M, *et al.* Thermal Spray Technology[J], 2019, 11(1): 23-29.
- [18] LIU Y Z, ZHENG S J, ZHU Y L, *et al.* Journal of the European Ceramic Society[J], 2016, 37(7): 1765-1774.
- [19] AN G S, LI W S, LI F, *et al.* Ceramics International[J], 2021, 47(17): 24320-24330.
- [20] 王俊哲, 高明浩, 徐娜, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2023, 52(12): 4355-4360.
WANG J Z, GAO M H, XU N, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2023, 52(12): 4355-4360.
- [21] 孙飞. 镍基单晶高温合金中相界面的电子显微学与第一性原理研究[D]. 济南: 山东大学, 2014.
SUN F. Electron Microscopic Investigations and First-Principles Calculations of Interfaces in Ni-Based Single Crystal Superalloys[D]. Jinan: Shandong University, 2014.
- [22] ZHANG J C, LU F, LIU X X, *et al.* Materials Characterization[J], 2024, 207: 113470.
- [23] SHI L, XIN L, WANG X, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2015, 649: 515-530.
- [24] SONG W, WANG X G, LI J G, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2020, 848: 156584.
- [25] 刘林涛, 李争显, 陈云飞, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2019, 48(1): 197-204.
LIU L T, LI Z X, CHEN Y F, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2019, 48(1): 197-204.
- [26] YANG L, CHEN M, WANG J, *et al.* Journal of Materials Science & Technology[J], 2020, 45: 49-58.
- [27] WILSON B C, HICKMAN J A, FUCHS G E, *et al.* JOM[J], 2003, 55(3): 35-40.