

N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面元素互扩散行为研究

刘林涛¹, 李争显^{1,2}, 陈云飞³, 彭易发³

(1. 西安建筑科技大学, 陕西 西安 710055)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 东北大学, 辽宁 沈阳 110819)

摘要: 采用 EB-PVD 技术在镍基合金 Rene N5 基体表面沉积 NiCrAlY 粘结层, 并对试样进行 1000 °C 不同时间的恒温氧化处理, 通过 SEM、EDS、XRD 研究了基体与粘接层界面元素互扩散行为和反应区的形成机制。结果表明: 在 1000 °C 条件下, NiCrAlY 粘结层中的 Al、Cr 元素会向 N5 基体扩散, 形成以 β -NiAl 和 α -Cr 相为主的互扩散反应区; 而 N5 基体中的 Ni 元素则会向 NiCrAlY 粘结层扩散, 形成以 γ' -Ni₃Al 相为主的二次反应区和以难熔金属为主的 TCP 相。

关键词: 热障涂层; 界面互扩散; 扩散阻挡层

中图分类号: TG174.44

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)01-0197-08

热障涂层技术是高性能航空发动机叶片制备的三大关键技术之一。其涂层结构是由陶瓷层(top coat, TC)、热生长氧化物层(thermally grown oxide, TGO)及粘结层(bond coat, BC)组成^[1]。其中陶瓷层为 YSZ 材料, 粘结层为 NiCrAlY 材料。NiCrAlY 粘结层在热障涂层体系中不仅起到使陶瓷层与基体热匹配的作用, 而且能提高热障涂层的抗氧化腐蚀性能^[2]。为了减缓 YSZ 陶瓷层与 NiCrAlY 粘结层之间的应力, 采用电子束物理气相沉积(EB-PVD)或大气等离子喷涂(APS)技术制备陶瓷层时, 有意加入微裂纹和孔隙, 使 YSZ 陶瓷层与 NiCrAlY 粘结层界面具有更高的兼容性和耐应力变形性, 同时微孔的存在还降低了 YSZ 陶瓷层的热导率^[3, 4]。但是这却会导致服役环境中的氧及腐蚀介质快速通过陶瓷层到达 NiCrAlY 粘结层界面, 与 NiCrAlY 粘结层中外扩散的 Al 元素反应, 形成以 α -Al₂O₃ 为主的热生长氧化物层(TGO), 其中 α -Al₂O₃ 的含量决定了热障涂层整体的抗氧化腐蚀性能^[5, 6]。

在高温环境中基体与 NiCrAlY 粘结层之间元素的互扩散行为, 导致 NiCrAlY 粘结层中的 Al 元素不断地向基体内扩散, 消耗了外扩散的 Al 含量, 对 TGO 层持续生成连续致密的 α -Al₂O₃ 造成不利影响, 贫 Al 状况的出现导致富 Ni 氧化物和 Cr 氧化物的生成, 从而使 TGO 层中出现裂纹并扩展, 最终导致热障涂层整体失效^[1, 7, 8]。

此外, 在高温环境中, 基体与粘结层界面的元素扩散, 还会出现柯肯达尔孔洞和互扩散反应区及二次反应区, 使基体和粘结层的成分和组织结构发生改变, 从而导致粘结层失效和基体力学性能降低。

因此, 本课题以镍基合金 Rene N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面为研究对象, 通过 1000 °C 不同时间的恒温氧化处理, 分析高温环境中界面元素的互扩散行为和反应区的形成机制, 阐明基体与粘结层界面的传质及结构演变规律。

1 实验

本实验采用的基体材料为 Rene N5 镍基高温合金 (Cr 7%, Co 7.5%, W 5.0%, Al 6.2%, Ta 6.5%, Mo 1.5%, Re 3.0%, Hf 0.15%, C 0.05%, 余量为 Ni, 质量分数), 试样尺寸为 15 mm×10 mm×2 mm。EB-PVD 靶材材料为 NiCrAlY 合金 (Cr 22%, Al 10%, Y 0.05%)。

对基体材料进行逐级打磨和超声波清洗后, 采用电子束物理气相沉积 (EB-PVD) 方法在 N5 镍基高温合金表面沉积 NiCrAlY 涂层制备出 N5/NiCrAlY 试样, 工作室温度为 600 °C (红外测温仪测试), 沉积时间为 1 h。然后, 将制备好的试样置于马弗炉中, 在 1000 °C 条件下分别进行 25, 50, 100, 150, 200 和 300 h 的恒温氧化处理。

采用 JSM-6460 钨灯丝扫描电子显微镜 (SEM)

收稿日期: 2018-01-22

基金项目: 国家重点基础研究发展计划 (2012CB625102); 青年科学基金 (51501155)

作者简介: 刘林涛, 男, 1987 年生, 博士生, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: llt_2013@126.com

观察涂层界面的显微结构, 并使用其配备的 Oxford INCA X 射线能谱仪 (EDS) 进行元素分析。采用 ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)对试样的物相组成进行分析。

2 结果与讨论

2.1 制备态试样分析

图 1 为 N5 基体/NiCrAlY 粘结层试样 EB-PVD 制备态的微观组织形貌。由试样的截面形貌可知 (见图 1a), 采用 EB-PVD 技术沉积的 NiCrAlY 粘结层厚度约为 30 μm , 粘结层内未发现裂纹、孔洞等缺陷。并且, N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面平整、清晰, 未出现互扩散反应区。再结合试样的表面形貌可知 (见图 1b), NiCrAlY 粘接层由呈柱状晶粒堆积组成, 晶粒尺寸分布在 1~20 μm , 晶粒与晶粒之间存在显著的孔隙。

采用 EDS 区域扫描对图 1a 中 N5 基体(Area 1)和 NiCrAlY 粘结层(Area 2)区域进行化学元素分析, 结果如表 1 所示。从表中发现, 与 N5 基体相比, NiCrAlY 粘结层中的 Al 元素和 Cr 元素的含量较高 (NiCrAlY 粘结层中 Al 元素的含量为 10.54%, Cr 元素的含量为 28.15%; N5 基体中 Al 元素的含量为 4.64%, Cr 元素的含量为 6.65%), Ni 元素的含量较低 (NiCrAlY 粘结层中 Ni 元素的含量为 61.63%, N5 基体中 Ni 元素的含量为 64.52%)。

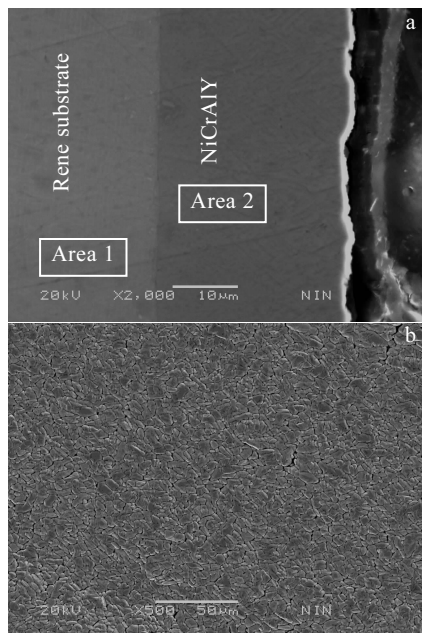


图 1 N5/NiCrAlY 试样制备态的微观组织形貌

Fig.1 SEM images of as-prepared N5/NiCrAlY sample: (a) cross-section morphology and (b) surface morphology

表 1 图 1a 中选区能谱分析结果

Table 1 EDS analysis of area 1, 2 as shown in Fig.1a (wt%)							
Area	Al	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W
1	4.6	6.6	8.5	64	1.3	4.7	5.4
2	10	28		61	-	-	-

图 2 是 NiCrAlY 粘结层表面的 XRD 分析结果。由图可知, 采用 EB-PVD 技术制备的 NiCrAlY 粘结层以 $\gamma\text{-Ni}/\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 为主($2\theta=43.9^\circ, 51.2^\circ, 75.2^\circ$), 并含有少量的 $\beta\text{-NiAl}$ 。

综上所述, 采用 EB-PVD 技术制备的 N5/NiCrAlY 试样中 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面过渡清晰、结构平整, 不出现互扩散反应区, 并且 NiCrAlY 粘结层的化学成分与靶材成分一致, 相结构以 $\gamma\text{-Ni}/\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ 相为主。

2.2 高温氧化过程中界面微观形貌分析

图 3 为 N5/NiCrAlY 试样经不同时间恒温氧化处理后截面的微观形貌。从中可以发现, 恒温氧化 25 h 后(图 3a), N5 基体与 NiCrAlY 粘结层的界面处, 出现柯肯达尔孔洞, 并形成厚度约为 6 μm 的互扩散反应区(inter-diffusion zone, IDZ)以及 10 μm 的二次反应区(secondary reaction zone, SRZ), 在二次反应区中存在针尖状的拓扑密堆相(topologically close-packed, TCP)。

图 3b 为试样恒温氧化 50 h 后的截面形貌, 从图中可知, 此时 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近的互扩散反应区厚度基本保持不变(仍然是 6 μm 左右), 二次反应区的厚度则增加至 17 μm 左右, 且二次反应区中依然存在大量针尖状的 TCP 有害相。与氧化 25 h 试样对比, 氧化 50 h 后 TCP 有害相的尺寸显著增大, 且生长方向与水平方向呈 45° 和 135° 两个角度, 结合 Wang 等人^[9]的报道可知, 这与基体合金的取向一致。

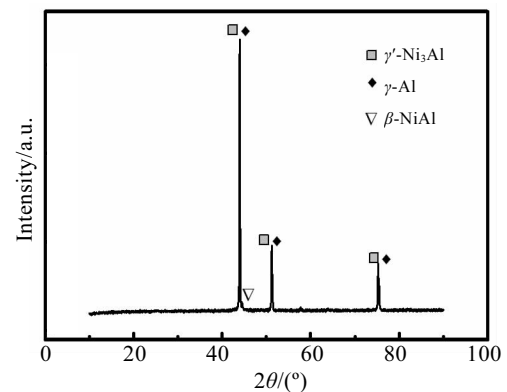


图 2 N5/NiCrAlY 试样制备态的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of as-prepared N5/NiCrAlY sample

图 3c 为试样恒温氧化 100 h 后的截面形貌，从图中可知，此时 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近的互扩散反应区仍基本保持稳定(厚度依然在 6 μm 左右)，但二次反应区的厚度则继续增加至 27 μm 左右，且二次反应区中除大量针尖状的 TCP 有害相外，还在二次反应区与互扩散反应区之间出现了一定量的颗粒状 TCP 有害相。与氧化 50 h 试样相比，针尖状 TCP 有害相继续沿与水平方向呈 45°和 135°方向生长，尺寸进一步增加。

图 3d 为试样恒温氧化 150 h 后的截面形貌，从中可知，此时 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面的互扩散反应区厚度略有增加(增加至 7 μm 左右)，二次反应区的厚度增幅较大，增加至 38.9 μm 左右。与恒温氧化 100 h 后试样相比，经过 150 h 恒温氧化后，二次反应区中针尖状 TCP 有害相的生长规律不变，继续沿与水平方向呈 45°和 135°两个方向生长，颗粒状 TCP 有害相仍集中在二次反应区与互扩散反应区之间，且尺寸也有所增长。另外，NiCrAlY 粘结层中的深灰色区域的范围继续减少，主要集中在 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面及粘结层中部。

图 3e 为试样恒温氧化 200 h 后的截面形貌，从中可知，此时 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面处的互扩散反应区厚度约为 8 μm，二次反应区厚度约为 50 μm，二次反应区中针尖状的 TCP 有害相和颗粒状的 TCP 的尺寸都较为粗大，针尖状 TCP 有害相的取向不变(与

水平方向呈 45°和 135°)，颗粒状的 TCP 有害相则主要集中在二次反应区与互扩散反应区之间。另外，与氧化 150 h 试样相比，粘结层中的深灰色区域的范围有少量减小，与 N5 基体的衬度相比也有所降低。

图 3f 为试样恒温氧化至 300 h 后的截面形貌，从中可知，此时 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面处的互扩散反应区厚度约 9 μm，二次反应区厚度约 52 μm，二次反应区中的 TCP 有害相的尺寸进一步增大。NiCrAlY 粘结层中的深灰色区域则完全消失。

综上可知，N5/NiCrAlY 试样在 1000 °C 恒温氧化过程中，25 h 后即会出现互扩散反应区和二次反应区，并且二次反应区中会出现针尖状和颗粒状的 TCP 有害相，其中颗粒状 TCP 有害相主要集中在二次反应区与互扩散反应区之间，针尖状 TCP 主要出现在靠近基体附近的二次反应区中。随着氧化时间的延长，互扩散反应区的厚度基本保持不变，二次反应区的厚度则在前 200 h 显著增加，200 h 后基本不变。同时，在氧化过程中 TCP 有害相的尺寸不断增大，且针尖状的 TCP 有害相表现出显著的择优生长，生长方向与水平方向呈 45°和 135°(与基体取向一致)。

2.3 高温氧化后界面相结构分析

结合文献报道^[10-12]，选取 1000 °C，200 h 恒温氧化后的试样为研究对象，对其进行 EDS 区域扫描分析(图 3e 中 Area 3 和 Area 4 区域)以及 X 射线衍射分析(图 4)，研究互扩散反应区和二次反应区的物相结

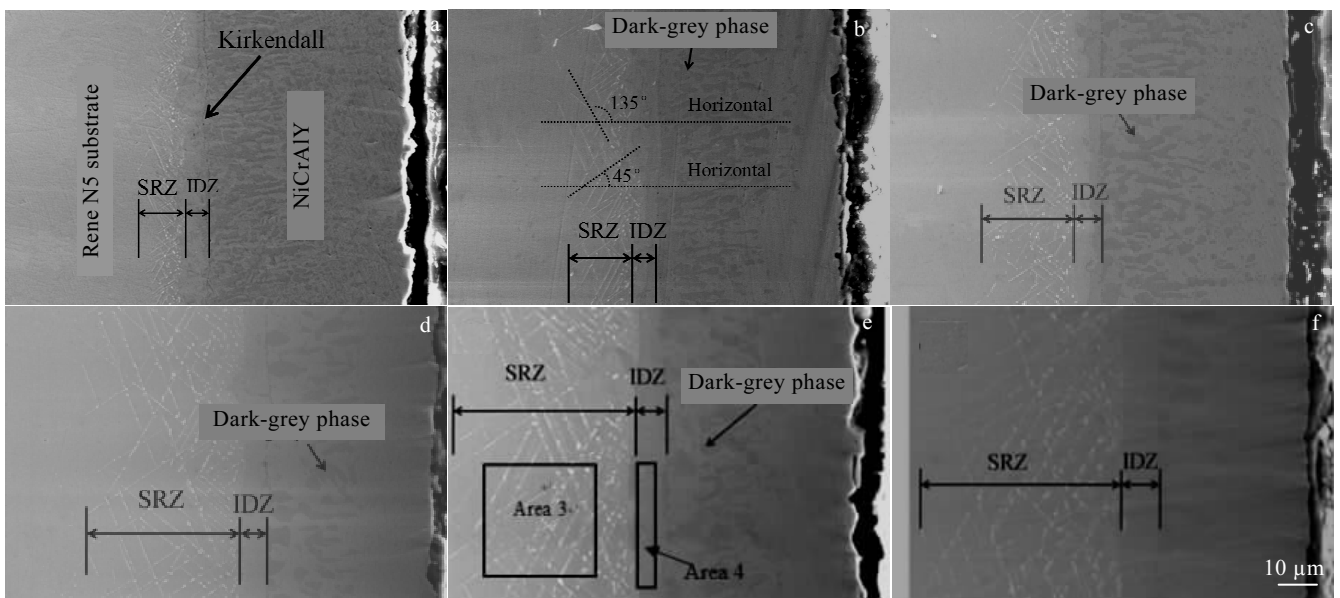


图 3 1000 °C 不同时间恒温氧化后 N5/NiCrAlY 试样截面微观形貌

Fig.3 Cross-sectional SEM images of N5/NiCrAlY sample after 1000 °C oxidation for different time: (a) 25 h, (b) 50 h, (c) 100 h, (d) 150 h, (e) 200 h, and (f) 300 h

构。由 EDS 分析结果可知(见表 2), N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面处的二次反应区主要由 Ni、Cr、Al、Co、Mo、Ta、W 和 Re 组成, 互扩散反应区主要由 Ni、Cr、Al 和 Co 组成, 并且通过计算可知二次反应区中各元素的原子分数: Al 12.92%, Cr 8.56%, Co 8.95%, Ni 54.07%, Mo 2.59%, Ta 1.46%, W 4.35%, 由此可知 Ni 元素和 Al 元素的原子比约为 1:4, 结合 Ni-Al 相图^[13]及 Walston 等人的研究^[14,15], 可判断此时二次反应区的组织以 γ' -Ni₃Al 相为主, 说明此处发生了 $\gamma \rightarrow \gamma'$ 的相变。同理可知, 互扩散反应区中 Ni 元素和 Al 元素的原子比约为 1:1.4, 结合 Ni-Al 相图^[13]及文献报道^[14,15]可知, 此处的 Ni 元素和 Al 元素主要以 β -NiAl 相存在, 同时还可以发现, 在互扩散反应区中的 Cr 元素的含量高达 59.1%, 说明互扩散反应区中还可能存在 α -Cr 相。除此之外, 将二次反应区中各元素的含量(表 2 中 Area 3)与 N5 基体中各元素含量(表 1 中 Area 1)对比, 还发现二次反应区中难熔金属的含量显著增加(尤其是 W 元素和 Re 元素), 这说明在二次反应区中析出的 TCP 有害相的成分是以难熔金属为主。

再由 XRD 分析结果(见图 4)可知, 试样在经过 1000 °C, 200 h 恒温氧化后, NiCrAlY 粘结层的相结构主要是 γ -Ni/ γ' -Ni₃Al 相(分别对应 $2\theta=43.9^\circ, 51.2^\circ, 37.7^\circ, 75.2^\circ$ 位置的衍射峰), β -NiAl 相(分别对应 $2\theta=30.9^\circ, 44.3^\circ, 81.6^\circ$ 位置的衍射峰), 以及 α -Al₂O₃ 相(分别对应 $2\theta=25.5^\circ, 35.1^\circ, 37.7^\circ, 57.5^\circ$ 位置的衍射峰)。与制备态 XRD 分析结果(图 2)相比, 可以发现在经过 1000 °C, 200 h 恒温氧化后, β -NiAl 的含量显著增加, 说明粘结层中发生了 γ -Ni/ γ' -Ni₃Al \rightarrow β -NiAl 的相变, 已经发生退化, 同时 α -Al₂O₃ 的存在说明粘结层表面的抗氧化保护膜仍保持稳定, 能阻挡 O 元素的进入。

2.4 基体与粘结层界面元素扩散行为分析

图 5 是 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近 EDS 点扫描分析测试点的分布示意图, 图中左侧为 N5 基体, 取 7 个测试点(1, 2...7), 右侧是 NiCrAlY 粘结层, 取 4 个测试点(e, f, g, h), 两组测试点的点间距均为 10 μm 。

表 2 图 3 中区域 3 和区域 4 的能谱分析结果

Table 2 EDS analysis of area 3 and area 4 as shown in Fig.3 ($\omega/\%$)

Area	Al	Cr	Co	Ni	Mo	Ta	W	Re
3	4.8	6.2	7.4	44	3.4	3.7	11.2	18
4	8.5	59	5.7	26				

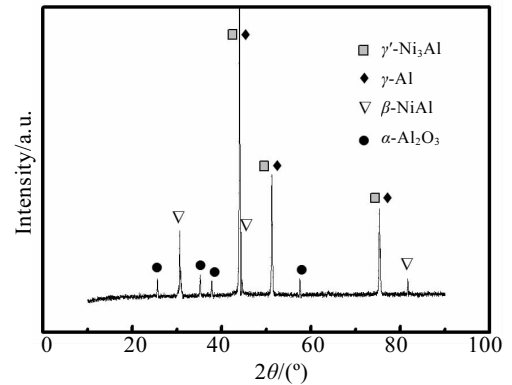


图 4 1000 °C, 200 h 恒温氧化后 N5/NiCrAlY 试样 XRD 图谱
Fig.4 XRD pattern of N5/NiCrAlY sample after 1000 °C, 200 h oxidation

图 6 是试样制备态、1000 °C 恒温氧化 25, 100 和 300 h 试样的 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面的成分分布测试结果。

由图可知, 在 1000 °C 恒温氧化过程中, NiCrAlY 粘结层中的 Al 元素和 Cr 元素不断向 N5 基体方向扩散, Cr 元素集中在位置 6 和位置 7 区域内(对应了互扩散反应区位置), 形成富 Cr 层; Ni 元素、Co 元素、Mo 元素、Ta 元素、W 元素和 Re 元素则会不断的向 NiCrAlY 粘结层方向扩散, 且二次反应区中(位置 1~位置 5)中难熔金属(Mo, Ta, W, Re)的含量会不断增加。整体来看, 在高温服役过程中, Al 元素和 Cr 元素不断向 N5 基体方向扩散, 形成互扩散反应区, 而 N5 基体中的 Ni 不断向粘结层方向扩散形成二次反应区, 且难熔金属(Mo, Ta, W, Re)在二次反应区中不断析出形成 TCP 有害相。

为了进一步研究高温服役过程中各元素的扩散行为, 把同一元素不同恒温氧化时间的 EDS 点扫描结果曲线汇集, 结果如图 7~图 10 所示。

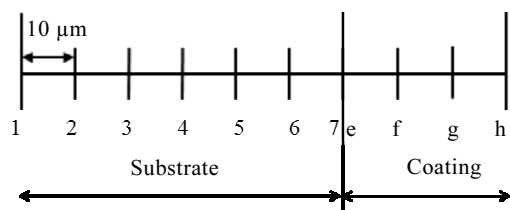


图 5 基体与粘结层界面附近成分分布测试点示意图
Fig.5 Schematic diagram of composition distribution test points between substrate and bond coat

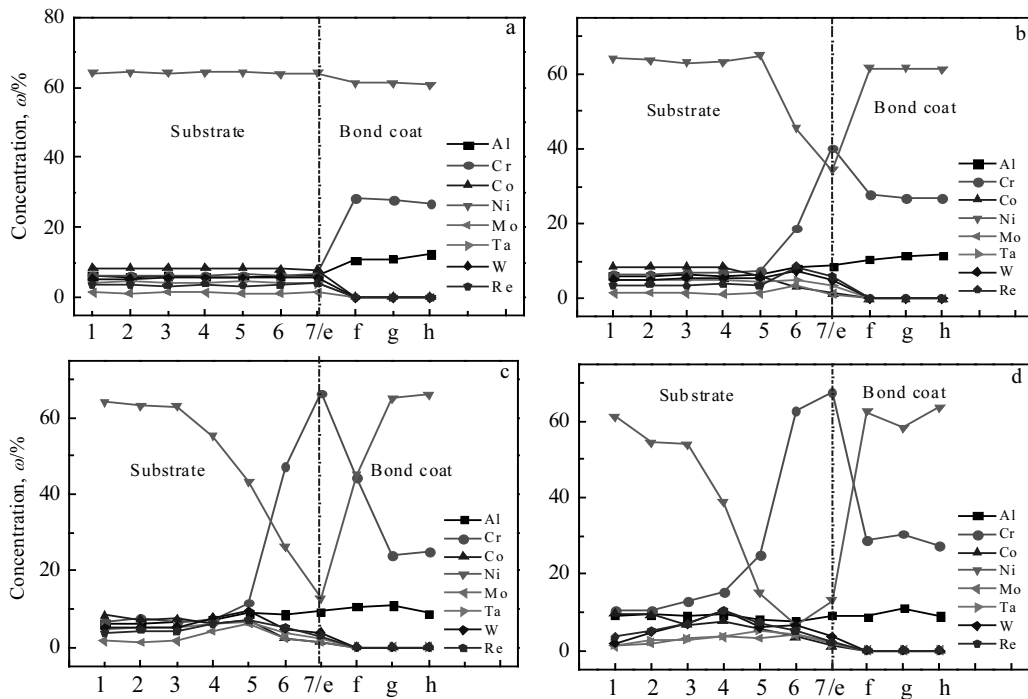


图 6 1000 °C 不同氧化时间试样 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近的成分分布曲线

Fig.6 Composition distribution curves between N5 substrate and NiCrAlY coat after oxidation at 1000 °C for different time: (a) prepared, (b) 25 h, (c) 100 h, and (d) 300 h

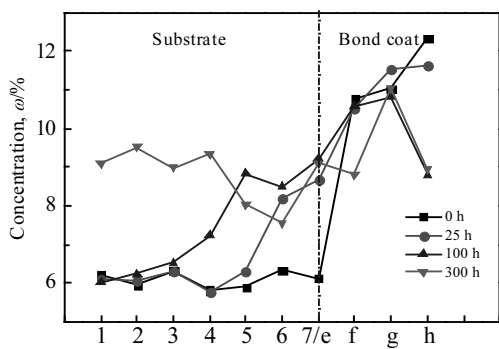


图 7 不同氧化时间的 Al 元素的分布曲线

Fig.7 Al element distribution curves of sample after oxidation for different time

图 7 是 Al 元素的分布曲线, 从中可以看出, 在氧化过程中 Al 元素不断向 N5 基体方向扩散, 使得 Al 元素成分分布曲线逐渐趋于平缓, 且随着二次反应区的增厚, 位置 1~位置 4 中的 Al 含量要显著增高, 同时还可以发现 NiCrAlY 粘结层中 Al 的含量浓度逐渐

下降, 这说明在高温氧化过程中 Al 元素发生了双向的扩散, 除了向 N5 基体方向扩散外, 还会不断向 NiCrAlY 粘结层表面方向扩散, 从而维持表面 Al₂O₃ 保护膜稳定性。

图 8 是 Cr 元素的分布曲线, 从中可以看出, 在高温氧化过程中, Cr 元素从 NiCrAlY 粘结层中不断向 N5 基体方向扩散, 且扩散速率较快, 氧化 25 h 后就会在位置 7 附近 (N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近) 形成富 Cr 层, 随后的氧化中, 位置 6 和位置 7 中的 Cr 元素含量不断的增加, 达到 60% 以上, 而位置 1~位置 5 中的 Cr 元素含量虽也有一定增长, 但整体的增幅较小。

图 9 是 Ni 元素的分布曲线, 从中可知, 随着氧化时间的延长, Ni 元素会向 NiCrAlY 粘结层方向扩散, 但 Ni 元素的分布并不会趋于平缓, 反而 N5 基体中的 Ni 元素含量会不断降低, 尤其在位置 6 和位置 7 附近, 还出现了显著的贫 Ni 区域, 正好对应了上述的富 Cr 区, 这说明了 Al 和 Cr 的扩散会使 N5 基体中的 Ni 元素相对含量下降, 从而导致 γ -Ni/ γ' -Ni₃Al 相转变为 β -NiAl 相, 相变的发生又使难熔金属不断析出, 更进一步降低了 Ni 的相对含量。

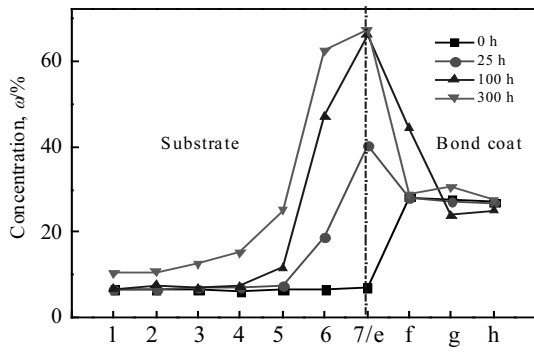


图 8 不同氧化时间的 Cr 元素的分布曲线

Fig.8 Cr element distribution curves of sample after oxidation for different time

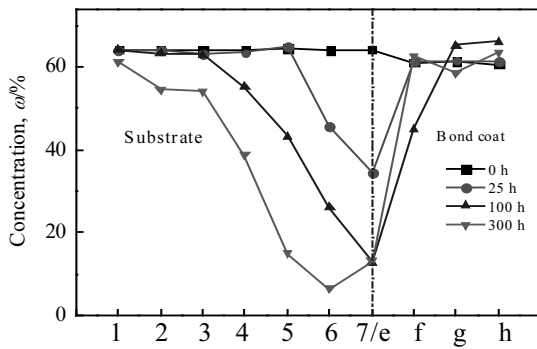


图 9 不同氧化时间的 Ni 元素的成分分布曲线

Fig.9 Ni element distribution curves of sample after oxidation for different time

图 10a~10d 分别是难熔金属元素 Mo, Ta, W 和 Re 的分布曲线, 从中可知, 在高温氧化过程中各难熔金属的分布规律是相同的, 都会随着时间的延长, 不断在位置 4 和位置 5 附近 (即二次反应区位置) 聚集。

通过上述分析可知, 在高温服役过程中, 由于元素的互扩散行为, N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面结构会不断演化, 出现了以 β -NiAl 相和 α -Cr 相为主的互扩散反应区和以 γ' -Ni₃Al 为主的二次反应区, 且二次反应区中含有大量的以难熔金属 Mo, W, Ta, Re 为主的 TCP 析出相。

2.5 基体与粘结层界面的演变机理

通过上述分析可知, 在 1000 °C 高温环境中, N5 基体与 NiCrAlY 粘结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, 其中 Al 元素和 Cr 元素由 NiCrAlY 粘结层向 N5 基体方向扩散, Ni、W、Ta 等元素则由 N5 基体向 NiCrAlY 粘结层方向扩散。Al

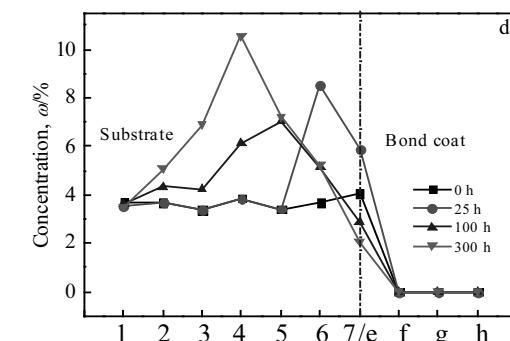
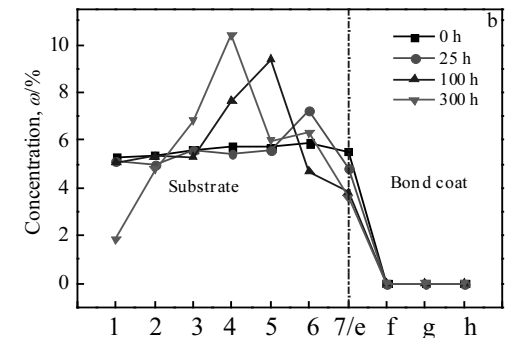
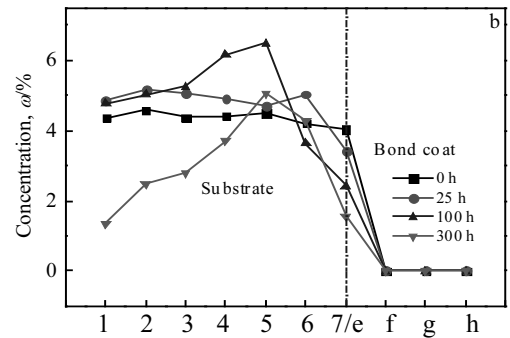
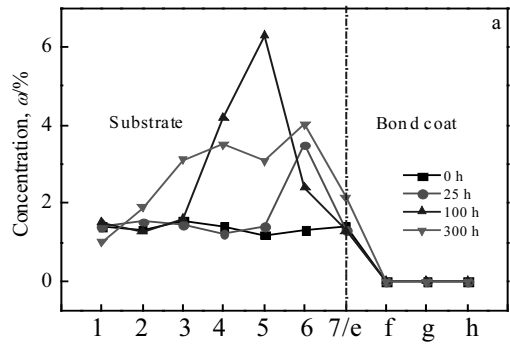


图 10 界面各元素不同恒温氧化时间的 EDS 点扫描结果

Fig.10 EDS result of elements of sample after oxidation for different time: (a) Mo, (b) Ta, (c)W, and (d) Re

元素的扩散导致 N5 基体的相变 ($\gamma/\gamma' \rightarrow \beta$), Cr 元素的扩散导致富 Cr 层的出现, Ni、W、Ta 等元素的扩散形成二次反应区及 TCP 有害相。

现有研究表明,二次反应区在没有粘结层的镍基高温合金的枝晶与枝晶之间也能出现^[16], Rae 等人^[17]认为,二次反应区形成的主要驱动力是相变导致的不连续相析出,相间表面能、形变、高密度位错都会促进二次反应区的形成。Das 等人指出^[7],二次反应区形成机制是胞状相变反应(cellular transformation reaction),不太可能是粘结层中的 Al 向基体扩散引起的。

结合以上研究本课题得到了如下 2 个重要结果。第 1,互扩散反应区的平均化学成分与 NiCrAlY 粘结层基本一致(见图 10),二次反应区的化学成分和取向(见图 10 和图 3)与 N5 基体一致,这说明互扩散反应区的形成主要与 NiCrAlY 粘结层组元向 N5 基体的扩散有关,二次反应区的形成主要是与 N5 基体组元向 NiCrAlY 粘结层扩散有关。第 2,互扩散反应区的厚度在其形成后基体保持不变,而二次反应区的生长速率呈两阶段生长,这说明 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面附近的扩散通量随时间减少。

根据这两个结果,提出 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面的演变机理:在高温氧化过程中, NiCrAlY 粘结层中的 Al 元素和 Cr 元素快速的扩散进入 N5 基体中,导致 N5 基体中出现 $\gamma/\gamma' \rightarrow \beta$ 反应,即形成了互扩散反应区,并析出了 α -Cr 相。同时, N5 基体中的 Ni、Co、Mo、W 等元素向 NiCrAlY 粘结层方向扩散,但由于难熔金属的扩散系数比 Ni 元素低 2 个数量级,导致高密度的难熔金属相(TCP 有害相)析出,形成了二次反应区,如图 11b 所示;随着扩散的进行,互扩散反应区中 α -Cr 相的含量不断增大,并起到了类扩散阻挡层的作用,导致扩散截面减少,如图 11c 所示;当扩散截面减少到一定程度,Al 元素向 N5 基体方向的扩散速率过低,不能维持基体中 $\gamma/\gamma' \rightarrow \beta$ 反应, N5 基体内出现 $\gamma \rightarrow \gamma'$ 反应,基体中的 γ 相消失,原先固溶于 γ 相中的难熔金属进一步析出,使 TCP 有害相晶粒尺寸不断长大,如图 11d 所示。

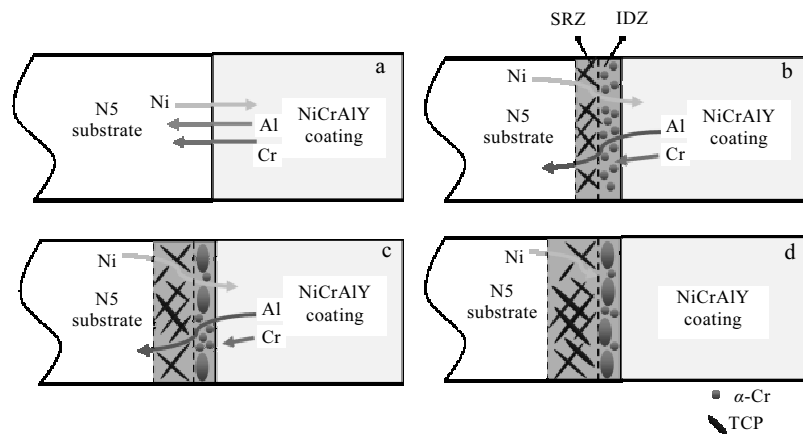


图 11 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面结构演变过程示意图

Fig.11 Schematic diagram of structural evolution between N5 substrate and NiCrAlY coating

3 结论

1) 由于 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层中元素浓度的不同,在高温条件下各元素发生互扩散行为,使得 N5 基体与 NiCrAlY 粘结层界面处形成互扩散反应区和二次反应区,并在二次反应区中出现了 TCP 有害相。

2) 互扩散反应区的形成主要由 NiCrAlY 粘结层中的 Al 和 Cr 元素向 N5 基体方向的扩散决定,其组织结构以 β -NiAl 和 α -Cr 相为主;二次反应区的形成则是由 N5 基体中 Ni 元素向 NiCrAlY 粘结层方向的扩散决定,其组织结构以 γ '-Ni₃Al 为主。

3) 元素的互扩散行为,一方面消耗了 NiCrAlY 粘结层中的 Al 元素和 Cr 元素,另一方面导致 N5 基体中的相结构发生改变,从而使原本固溶在基体中的难

熔金属(W、Mo、Ta、Re)析出,在二次反应区中形成 TCP 有害相。

参考文献 References

- [1] Xiong Yuming(熊玉明), Li Mingsheng(李明升), Li Songlin(李松林) et al. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2007, 12(2): 63
- [2] Chang Fa(常发). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(3): 577
- [3] Padture N P, Gell M, Jordan E H et al. *Materials Science*[J], 2002, 296(5566): 280
- [4] Chen W R, Wu X, Marple B R et al. *Surface Coatings Technology* [J], 2008, 202(12): 2677

- [5] Daroonparvar M, Yajid M A M, Yusof N M *et al.* *Journal of Alloys & Compounds*[J], 2013, 571(18): 205
- [6] Toscano J, Vaßen R, Gil A *et al.* *Surface & Coatings Technology* [J], 2006, 201(7): 3906
- [7] Das D K, Gleeson B, Murphy K S *et al.* *Materials Science and Technology* [J], 2009, 25(2): 300
- [8] Dong Jianmin(董建民), Li Jiarong(李嘉荣), Mou Rende(牟仁德) *et al.* *Journal of Materials Engineering(材料工程)*[J], 2014(6): 51
- [9] Wang J, Chen M, Yang L *et al.* *Corrosion Science*[J], 2015, 98: 530
- [10] Gudmundsson B, Jacobson B E. *Materials Science and Engineering*[J], 1988, 100(88): 207
- [11] Bai Z, Li D, Peng H *et al.* *Materials International*[J], 2012, 22(2): 146
- [12] Richard C S, Béranger G, Lu J *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 1996, 82: 99
- [13] Hu Anguang(胡安广). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Changchun: Jilin University, 1991
- [14] Walston W S, Schaeffer J C, Murphy W H *et al.* *Superalloys 1996*[C]. Warrendale, PA, USA: TMS, 1996: 9
- [15] Das D K, Murphy K S, Ma S *et al.* *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2008, 39(7): 1647
- [16] Wilson B C, Hickman J A, Fuchs G E *et al.* *JOM*[J], 2003, 55(3): 35
- [17] Rae C M F, Hook M S, Reed R C *et al.* *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 396(12): 231

Interdiffusion Behavior of Interface Elements Between N5 Substrate and NiCrAlY Bond Coatings

Liu Lintao¹, Li Zhengxian^{1,2}, Chen Yunfei³, Peng Yifa³

(1. Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The NiCrAlY bond coatings were deposited on Ni-based superalloy (N5) by EB-PVD technique, and the sample was oxidized at constant temperature of 1000 °C for different time. Interdiffusion behavior of interface between substrate and bond coat, as well as the formation mechanism of reaction zone was analyzed by SEM, EDS and XRD. The result shows that the elements of Al and Cr in the NiCrAlY coating are diffused to the N5 substrate to form an interdiffusion reaction zone dominated by β -NiAl phase and α -Cr phase; and the Ni element in the N5 substrate is diffused to the NiCrAlY coatings, forming the secondary reaction zone composed of γ' -Ni₃Al and TCP phase composed of refractory metal.

Key words: thermal barrier coating; interface inter-diffusion; diffusion barrier

Corresponding author: Li Zhengxian, Professor, Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, P. R. China, Tel: 0086-29-86231077, E-mail: lizx@c-nin.com