

引用格式: 孟国辉, 齐浩雄, 杜撰, 等. 化学气相沉积铝化物涂层组织结构及形成机制[J]. 中国材料进展, 2025, 44(3): 275-281.
MENG G H, QI H X, DU Z, *et al.* Microstructure and Formation Mechanism of Chemical Vapor Deposition Aluminide Coating[J]. Materials China, 2025, 44(3): 275-281.

化学气相沉积铝化物涂层组织结构及形成机制

孟国辉¹, 齐浩雄¹, 杜撰¹, 刘梅军¹, 杨冠军¹,
吴勇², 孙清云², 夏思瑶², 董雪²

(1. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

(2. 武汉材料保护研究所有限公司, 湖北 武汉 430030)

摘要: 提高铝化物涂层抗高温氧化和耐热腐蚀性能的关键在于明确铝化物涂层的微观组织结构及形成机制。采用化学气相沉积法在镍基高温合金 Mar-M-247 表面制备了铝化物涂层。结合材料热力学模拟软件 JMatPro 和扫描电子显微镜表征并分析了铝化物涂层的微观组织结构及形成机制。结果表明, Mar-M-247 高温合金表面生成的铝化物涂层具有双层结构, 外层由单一的 β -NiAl 相组成, 内层主要由 β -NiAl 相、 σ 相和 μ 相组成。铝化物涂层的外层 β -NiAl 相是 Mar-M-247 高温合金大量 Ni 元素外扩散至合金表面, 与环境中的 Al 元素反应生成的。从而使得高温合金中的 γ -Ni 相和 γ' -Ni₃Al 相含量减少。当 Ni 元素的体积分数分别降低至 55%, 52% 和 38% 时, 高温合金中顺序析出 μ 相、 β -NiAl 相和 σ 相。最终, 当高温合金中 Ni 元素的体积分数降低至 32% 时, 高温合金完全转变为由 β -NiAl 相、 σ 相、 μ 相和少量碳化物相 MC 组成的铝化物内层。

关键词: 镍基高温合金; 化学气相沉积; 铝化物涂层; 微观组织结构; 热力学

中图分类号: TG174.4 文献标识码: A 文章编号: 1674-3962(2025)03-0275-07

Microstructure and Formation Mechanism of Chemical Vapor Deposition Aluminide Coating

MENG Guohui¹, QI Haoxiong¹, DU Zhuan¹, LIU Meijun¹, YANG Guanjuan¹,
WU Yong², SUN Qingyun², XIA Siyao², DONG Xue²

(1. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Wuhan Material Protection Research Institute Co., Ltd., Wuhan 430030, China)

Abstract: The key to improve the resistance of aluminide coatings to high temperature oxidation and hot corrosion is to clarify the microstructure and formation mechanism of aluminide coatings. In this study, the aluminide coating was deposited on the surface of nickel-based superalloy Mar-M-247 by chemical vapor deposition. The microstructure and formation mechanism of aluminide coating were characterized and analyzed by using the material thermodynamics simulation software JMatPro and scanning electron microscope. The results showed that the aluminide coating on the surface of Mar-M-247 superalloy had a double layer structure, the outer layer consisted of a single β -NiAl phase, and the inner layer was mainly composed of β -NiAl phase, σ phase and μ phase. A large amount of Ni in Mar-M-247 superalloy diffused outwards to the surface of the alloy and reacted with Al in the environment to form the β -NiAl phase of outer layer of the aluminide coating. The contents of γ -Ni phase and γ' -Ni₃Al phase in superalloy were reduced due to the large outward diffusion of Ni element. When the volume fraction of Ni elements in the superalloy is reduced to 55%, 52% and 38%, respectively, the μ phase, β -NiAl phase and σ phase are sequentially precipitated in the superalloy. Finally, when the volume fraction of Ni in the superalloy is reduced to 32%, the superalloy is completely transformed into the inner layer of aluminide coating composed of β -NiAl, σ phase, μ phase and a small amount of carbide phase MC.

Key words: nickel-based superalloy; chemical vapor deposition; aluminide coating; microstructure; thermodynamic

收稿日期: 2023-06-20 修回日期: 2023-12-25

基金项目: 国家重点研发计划项目(2020YFB2010403); 湖北省重点研发计划项目(2021BAA210)

第一作者: 孟国辉, 男, 1991 年生, 助理教授

通讯作者: 刘梅军, 男, 1987 年生, 副教授, 博士生导师,

Email: liumjun@xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202306014

1 前言

燃气轮机和航空发动机是关系国民经济和国家安全的“大国重器”^[1]。目前,燃气轮机和航空发动机在朝着高效率和高推力方向迅速发展。由于燃气轮机和航空发动机在本质上都属于“卡诺”热机,其效率和大推重比严重依赖于燃气温度的提升^[2-6]。然而,较高的燃气温度对所用高温合金材料的耐热腐蚀和抗高温氧化能力提出了巨大挑战。为了应对这一挑战,必须提高高温合金材料的抗氧化和耐腐蚀性能^[4]。通常采取的措施是在高温合金工件表面制备抗氧化、耐腐蚀的涂层,如铝化物涂层、MCrAlY (*M* 为 Ni 和/或 Co) 包覆涂层。这些涂层通过表面生成的致密氧化铝膜可以防止高温燃气对高温合金工件产生进一步的氧化和腐蚀损伤^[7-12]。值得注意的是,MCrAlY 包覆涂层通常是采用热喷涂法(超音速火焰喷涂、真空/低压等离子喷涂、冷喷涂)制备的,热喷涂工艺的视线性涂层沉积特点使它难以在结构复杂工件表面沉积涂层。相比于 MCrAlY 包覆涂层,铝化物涂层通常是采用气相沉积技术(如化学气相沉积)制备的。气相沉积工艺的非视线性沉积特点使它能够在结构复杂工件或者空芯结构件表面沉积涂层,特别适用于当前先进燃气轮机和航空发动机的复杂结构件的表面热防护^[13-15]。

与其它功能或结构涂层相似,铝化物涂层的服役性能取决于涂层的微观组织结构。具有不同微观组织结构的铝化物涂层具有不同的服役性能。例如,常见的铝化物涂层为双层结构,外层为富含 Al 元素的 β -NiAl 层,内层为拓扑密排相(TCP 相,如 Laves 相、 σ 相、 μ 相和 R 相)和少量碳化物相 MC 组成的互扩散层^[16-18]。 β -NiAl 层是铝化物涂层中起主要热防护作用的功能层,在高温条件下,该层表面氧化生成的氧化铝膜可防止高温燃气对高温合金工件的进一步氧化和热腐蚀损伤。然而,当 β -NiAl 层较薄时,涂层难以供应表面氧化铝膜持续生长所需的 Al 元素,导致了其它生长速率较快的氧化物的生成,加速了涂层的降解失效^[19-21]。互扩散层中的 TCP 相是一种脆性相,它的形成会降低高温合金结构件的力学性能。此外,TCP 相的形成也使基体合金中起固溶强化

作用的大量合金元素被消耗,严重削弱基体的高温强度^[22-25]。因此,对于铝化物涂层而言,必须尽可能地抑制互扩散层中 TCP 相的形成,促进 β -NiAl 层快速生长。然而,如何调控铝化物涂层的组织结构,是一个亟需突破的难题。

调控铝化物涂层的组织结构的关键在于明确涂层显微结构的形成机理。几十年来,关于铝化物涂层的研究大量涌现,研究者已经能够定性揭示铝化物涂层组织结构的形成机理。例如,在高温低活度条件下, β -NiAl 层的形成是高温合金基体中 Ni 元素外扩散主导形成的,而互扩散层的形成是 Ni 元素外扩散引起的难熔元素在基体相中过饱和析出形成的^[16]。然而,值得注意的是,调控铝化物涂层的组织结构仍需要大量关于铝化物涂层微观组织结构及其形成机制的定量信息。当前,定量揭示铝化物涂层微观组织结构形成机制的研究却鲜有报道。因此,有必要定量分析研究铝化物涂层微观组织结构及其形成机制。

在本研究中,采用化学气相沉积法在镍基高温合金 Mar-M-247 表面制备铝化物涂层,通过 X 射线衍射仪、X 射线能谱仪和扫描电子显微镜表征铝化物涂层的显微组织结构。结合先进的金属材料相图及性能模拟软件 JMat-Pro 定量分析 Mar-M-247 表面化学气相沉积铝化物涂层组织结构的形成机制。研究成果可为铝化物涂层的组织结构调控提供关键支撑。

2 试验

2.1 基体材料

沉积铝化物涂层用的高温合金基体材料为 Mar-M-247 镍基高温合金,其标称化学成分如表 1 所示。沉积铝化物涂层前,使用线切割工艺将棒状 Mar-M-247 高温合金切割成 20 mm×10 mm×2 mm 的长方形试片,并在试片一端采用钻孔工艺加工 1 个直径为 2 mm 的小孔以便于沉积铝化物涂层时悬挂试片。此外,使用粒径为 15 μ m 的碳化硅砂纸将试片打磨光滑,并用丙酮超声清洗后使用压缩空气去除试片表面残留液体和杂质。

表 1 Mar-M-247 高温合金的标称化学成分

Table 1 Nominal chemical composition of Mar-M-247 superalloy (*w* / %)

Element	Ni	Co	W	Cr	Al	Ta	Hf	Ti	Mo	C	Zr
Content	Bal.	10.0	10.0	8.25	5.5	3.0	1.5	1.0	0.7	0.15	0.05

2.2 铝化物涂层制备

本研究中采用的化学气相沉积铝化物涂层设备为武汉材料保护研究所有限公司自主研发。使用该设备

沉积铝化物涂层的具体流程如下:在 300 $^{\circ}$ C 温度下,通过纯铝渗剂的 HCl 活化气体与纯铝渗剂发生反应生成气相卤化铝 $AlCl_n$ (*n* 可为 1, 2 和 3)。随后,采用 Ar/ H_2

将 AlCl_3 气体输运到沉积室中与高温合金基体在高温下发生反应形成铝化物涂层。经过一定的沉积时间后, 关闭沉积室供气及加热系统, 将其自然冷却至室温后取出试样。在本研究中, 制备铝化物涂层采用的沉积温度为 $1050\text{ }^\circ\text{C}$, 沉积时间为 1.5 h , 沉积室压强为 30 kPa , AlCl_3 气体流量为 24 L/min 。

2.3 组织结构表征

采用场发射扫描电子显微镜 (SEM, MIRA 3 LMH, TESCAN, Czech Republic) 表征铝化物涂层的微观组织结构。通过该扫描电镜上配置的 X 射线能谱仪 (EDS, Aztec, Oxford Instruments, United Kingdom) 测试铝化物涂层的元素成分含量。采用 X 射线衍射仪 (XRD, D8advance 3.0, Bruker, Germany) 表征铝化物涂层的物相组成, 测试步长为 0.1° , 2θ 角度范围为 $20^\circ \sim 80^\circ$ 。结合 SEM 照片及 ImageJ 软件统计铝化物涂层的厚度及各物相所占比例。使用金属材料相图及性能模拟软件 JMatPro 计算模拟铝化物涂层的物相组成及 Mar-M-247 高温合金在元素成分变化时的物相组成。

3 结果与讨论

3.1 铝化物涂层显微组织结构

图 1 为铝化物涂层断面组织结构。从图中可以清晰看出, 铝化物涂层具有明显的双层结构。涂层的外层和

内层之间的分界线较为平直, 两者之间具有明显的对比度差异。值得注意的是, 铝化物涂层的外层对比度较为均匀一致, 而内层由对比度明显不同的区域组成。统计结果表明, 外层的平均厚度为 $17.1\text{ }\mu\text{m}$, 内层的平均厚度为 $15.1\text{ }\mu\text{m}$ 。从如图 2 所示的 EDS 元素成分分布图谱可以看出, 铝化物涂层的外层富含 Ni 和 Al 2 种元素, 而内层不仅含有大量的 Ni 和 Al 元素, 还含有大量的 W, Cr 和 Co 元素。需要指出的是, 内层中元素的分布并不均匀, 对比度最暗的区域含有大量的 Ni 和 Al 元素, 对比度最亮的区域则含有大量的 W 元素, 而对比度介于两者之间的区域处, 则出现 Cr 和 Co 元素的富集现象。

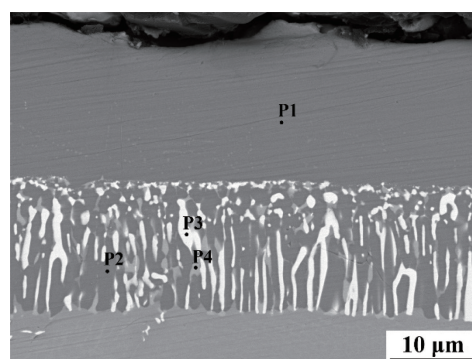


图 1 铝化物涂层的断面组织结构

Fig. 1 Cross-sectional microstructure of aluminide coating

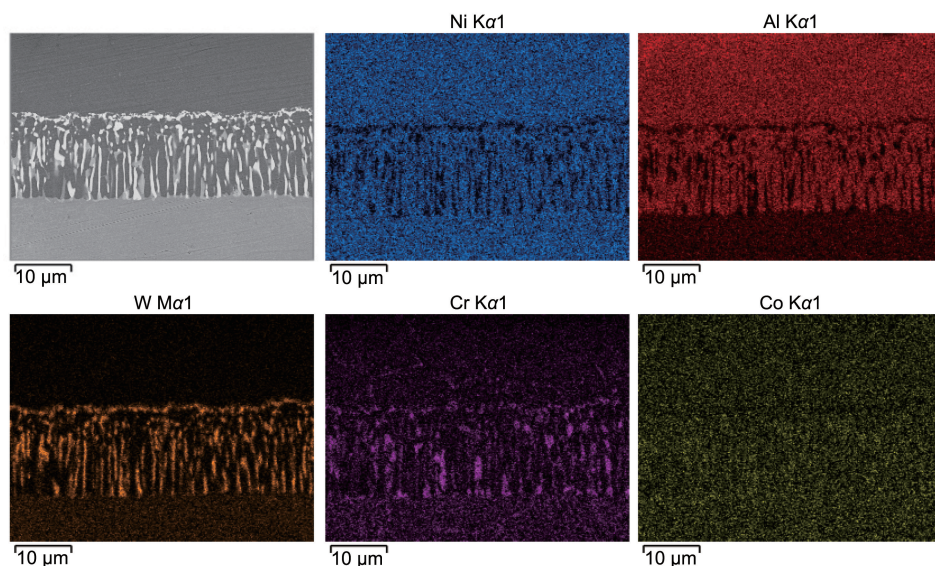


图 2 铝化物涂层的 EDS 面扫描图谱

Fig. 2 EDS mappings of aluminide coating

为了进一步鉴别铝化物涂层的物相组成, 对涂层内具有对比度差异的点区域 (图 1) 进行了 EDS 元素成分测试。测试结果如表 2 所示, 铝化物涂层的外层主要含 Ni 和 Al 元素, 此外还含有少量的 Co 和 Cr 元素。如图 3 所

示的 XRD 测试结果表明, 铝化物涂层只显示出 $\beta\text{-NiAl}$ 物相峰。这说明铝化物涂层外层由单一的 $\beta\text{-NiAl}$ 相组成。为了确认本研究使用的金属材料相图及性能模拟软件 JMatPro 计算模拟结果的正确性, 采用该软件对外层 EDS

测试结果进行了计算模拟(图 4)。图 4 的模拟结果表明,外层的物相为单一的 β -NiAl 相。该计算模拟结果与 XRD 测试结果相一致,表明 JMatPro 计算模拟的结果具有很高的准确性。

表 2 铝化物涂层不同点区域 EDS 测试结果

Table 2 EDS test results at different spot locations of aluminide coatings (w / %)

Location	Ni	Co	W	Cr	Al
P1	63.1	9.5	—	4.3	23.1
P2	62.9	12.6	—	4.4	20.1
P3	11.4	11.9	62.6	14.1	—
P4	7.0	27.6	14.3	47.6	3.5

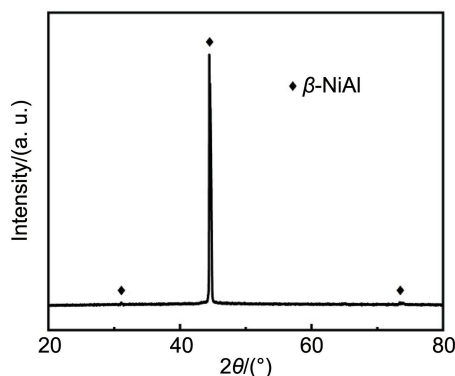


图 3 铝化物涂层的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD pattern of aluminide coating

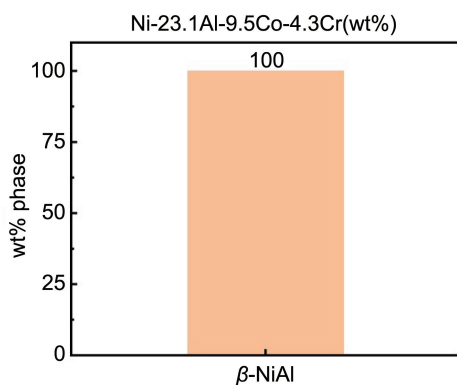


图 4 JMatPro 计算模拟铝化物涂层外层中的 β -NiAl 相

Fig. 4 β -NiAl phase of the outer layer of the aluminide coating simulated by JMatPro

由于铝化物涂层内层被较厚的 β -NiAl 外层覆盖,难以用 XRD 直接测量内层的物相组成。在本研究中,根据表 2 所示的 EDS 测试结果,采用 JMatPro 软件计算模拟涂层内层的物相组成。如图 5 所示, JMatPro 软件计算模拟结果表明,铝化物涂层内层中对比度最暗的区域为 β -NiAl

相。值得注意的是,铝化物涂层内层中对比度最暗的区域与外层中的 β -NiAl 相的对比度相一致,这进一步证明了内层中对比度最暗的区域为 β -NiAl 相,表明 JMatPro 计算模拟结果具有很高的准确性。如图 6 所示, JMatPro 软件计算模拟结果表明,对比度最亮的区域为 μ 相和 γ -Ni 相,其中 μ 相含量占比为 95%,这说明此区域为 μ 相的可能性为 95%,而少量 γ -Ni 相的存在可能是 JMatPro 软件计算模拟误差引起的。由于高温合金中存在的 μ 相的化学通式为 A_7B_6 ,根据 μ 相的元素成分可以看出, A 和 B 类型的原子并不是指单一特定的元素,其占位可被不同的合金元素取代。如图 7 所示, JMatPro 软件计算模拟结果表明,对比度介于最亮和最暗之间的区域 89%的可能性为 σ 相。由于镍基高温合金中主要存在的 σ 相为 σ -CrCo 相,图 2 和表 2 也显示该区域主要含有 Cr 和 Co 元素,这说明计算模拟的结果与实验结果相一致。根据 SEM 照片中对比度的差异,借助 ImageJ 软件统计了内层中 β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相所占的比例。如图 8 所示, β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相在内层中分别占比 63.9%, 18.1% 和 18.0%。

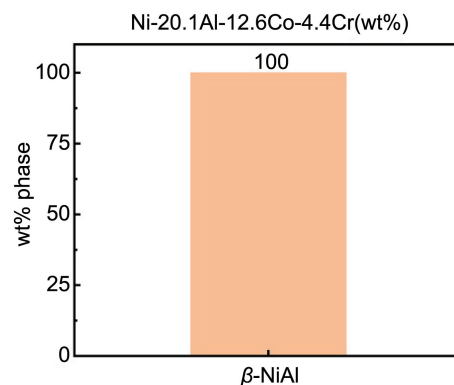


图 5 JMatPro 计算模拟的铝化物涂层内层中的 β -NiAl 相

Fig. 5 β -NiAl phase of the inner layer of the aluminide coating simulated by JMatPro

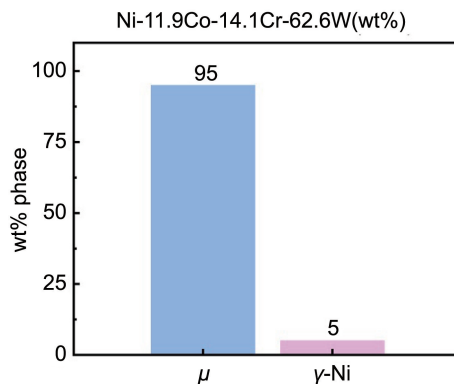
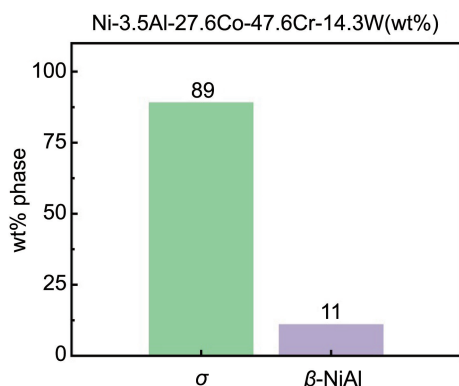
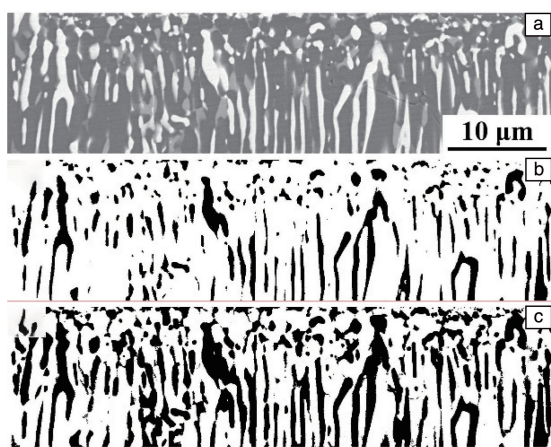


图 6 JMatPro 计算模拟的铝化物涂层内层中的 μ 相

Fig. 6 μ phase of the inner layer of the aluminide coating simulated by JMatPro

图7 JMatPro 计算模拟的铝化物涂层内层中的 σ 相Fig. 7 σ phase of the inner layer of the aluminide coating simulated by JMatPro图8 铝化物涂层内层中 β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相含量占比: (a) SEM 照片, (b) μ 相区域, (c) μ 相+ σ 相区域Fig. 8 The content of β -NiAl phase, μ phase and σ phase in the inner layer of aluminide coating: (a) SEM image, (b) μ phase region, (c) μ phase+ σ phase region

3.2 铝化物涂层显微组织结构形成机理

为了定量揭示在 Mar-M-247 高温合金表面制备的铝化物涂层微观组织结构的形成原因, 首先借助 JMatPro 软件计算模拟了 Mar-M-247 高温合金基体的相组成。图9的计算模拟结果表明, 在 1050 °C 温度条件下, Mar-M-247 高温合金基体由占比约 57.1% (质量分数) 的 γ -Ni 基体相、约 40.4% (质量分数) 的 γ' -Ni₃Al 相以及少量的碳化物 MC 相组成。在此高温条件下, 高温合金中的大量 γ -Ni 基体相和 γ' -Ni₃Al 相与环境中的 AlCl₃ 气体发生反应形成铝化物涂层。由于本研究中的气相卤化铝 AlCl₃ 中 Al 元素的活度处于 γ' -Ni₃Al 相中 Al 元素的活度和 β -NiAl 相中 Al 元素的活度之间, 导致 Mar-M-247 高温合金中 γ' -Ni₃Al 相与 AlCl₃ 反应仅生成 β -NiAl 相, 而 γ -Ni 基体相与 AlCl₃ 反应首先生成 γ' -Ni₃Al 相, 并最终转变为 β -NiAl

相。值得注意的是, 在 β -NiAl 层生成初期, β -NiAl 层中存在较大的化学势梯度, 导致高温合金 γ' -Ni₃Al 相和 γ -Ni 基体相中的 Ni 元素持续地通过 β -NiAl 层外扩散至表面与 AlCl₃ 气体反应生成 β -NiAl 相, 同时 β -NiAl 层表面的 Al 元素也通过 β -NiAl 相内扩散至高温合金基体中与 γ' -Ni₃Al 相和 γ -Ni 基体相反应生成 β -NiAl 层。元素的互扩散持续进行, 导致 β -NiAl 层不断增厚。研究结果表明, 相比 Al 元素而言, Ni 元素在 β -NiAl 相中具有更大的扩散速率^[16]。因此, 整个 β -NiAl 层的生长主要是通过高温合金中 γ' -Ni₃Al 相和 γ -Ni 基体相的 Ni 元素外扩散主导的。

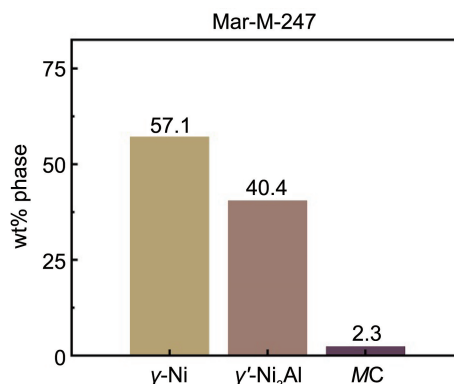


图9 JMatPro 计算模拟的 Mar-M-247 高温合金中的相

Fig. 9 Phases of the Mar-M-247 superalloy simulated by JMatPro

γ' -Ni₃Al 相和 γ -Ni 基体相中的 Ni 元素持续外扩散导致高温合金内的 Ni 元素含量持续减少。如图 10 所示, 进一步采用 JMatPro 软件计算模拟 Mar-M-247 高温合金中 Ni 元素含量逐渐减少而导致的高温合金相组成变化情况。在 1050 °C 温度条件下, 在 Mar-M-247 高温合金中的 Ni 元素的原子数分数从 61% 降低至 55% 过程中, 高温合金中的 γ -Ni 基体相含量逐渐减少, γ' -Ni₃Al 相含量反而逐渐增多。当高温合金中的 Ni 元素的原子数分数为 55% 时, 高温合金中 μ 相开始析出。当高温合金中的 Ni 元素的原子数分数进一步降低至 52% 时, β -NiAl 相开始析出, 而 γ' -Ni₃Al 相含量达到最大值, γ' -Ni₃Al 相的物质的量分数约占整个高温合金相含量的 62%。值得注意的是, 在高温合金的 Ni 元素的原子数分数从 52% 降低至 38% 的过程中, 其中 γ' -Ni₃Al 相含量逐渐减少, μ 相和 β -NiAl 相含量逐渐增加, 而 γ -Ni 基体相的含量基本维持不变。当高温合金中的 Ni 元素的原子数分数为 38% 时, σ 相开始析出。随着 Ni 元素原子数分数进一步从 38% 降低至 35%, γ' -Ni₃Al 相和 γ -Ni 基体相含量逐渐减少, μ 相、 β -NiAl 相和 σ 相含量逐渐增加。当高温合金中的 Ni 元素的原子数分数为 35% 时, γ' -Ni₃Al 相含量降低至 0。此外, 当高温合金中的 Ni 元素的原子数分数降低至 32% 时, γ -

Ni 基体相含量也降低至 0, 此时高温合金完全转变为由 β -NiAl 相、 σ 相、 μ 相和少量碳化物相 MC 组成。

需要明确的是, 高温合金中的 Ni 元素的含量不会再进一步降低。这是因为, 高温合金基体厚度足够大, 导致参与反应转变为铝化物涂层的高温合金相中的 Ni 元素的含量可以得到补充。由于扩散的驱动力是化学势梯度, 因此参与反应转变为铝化物涂层的高温合金中 Ni 元素的最低化学势会维持在未参与反应转变为铝化物涂层的高温合金中 Ni 元素的最低化学势水平。也就是说, 参与反应的高温合金中 γ -Ni 基体相的含量接近于 0 时, 未参与反应的高温合金与铝化物涂层之间的元素互扩散达到平衡, 此时, 参与反应转变为铝化物涂层的高温合金中的 Ni 元素的原子数分数为 32%。进一步从图 10 所示的 JMatPro 软件计算模拟结果可以看出, 当高温合金中的 Ni 原子数分数降低至 32% 时, β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相所占的原子数分数分别为 66.8%, 14.5% 和 15.8%, 这与图 8 所示的铝化物涂层内层的物相占比统计结果基本一致。

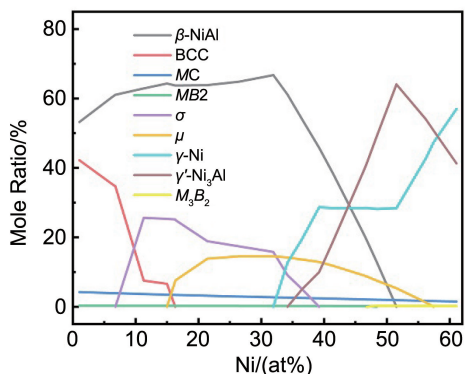


图 10 JMatPro 计算模拟的随 Ni 元素含量减少 Mar-M-247 高温合金的相组成变化

Fig. 10 Phase constitution change of Mar-M-247 superalloy with decreasing Ni content simulated by JMatPro

4 结 论

(1) 采用化学气相沉积法在 Mar-M-247 表面制备的铝化物涂层具有双层结构, 外层是平均厚度为 17.1 μm 的 β -NiAl 层, 内层为平均厚度为 15.1 μm 的由 β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相组成的互扩散层。

(2) Mar-M-247 高温合金中的大量 Ni 元素外扩散至合金表面与环境中的 Al 元素反应生成 β -NiAl 层。Ni 元素的大量外扩散使基体合金中的 γ -Ni 基体相和 γ' -Ni₃Al 相减少, 逐渐析出 β -NiAl 相、 μ 相和 σ 相, 从而形成铝化物内层。

(3) 当 Mar-M-247 高温合金中 Ni 元素的体积分数分别降低至 55%, 52% 和 38% 时, 合金中顺序析出 μ 相、

β -NiAl 相和 σ 相。当高温合金中 Ni 元素的体积分数降低至 32% 时, Mar-M-247 高温合金完全转变为由 β -NiAl 相、 σ 相、 μ 相和少量碳化物相 MC 组成的铝化物内层。

参考文献 References

- [1] 范学领, 李定骏, 吕伯文, 等. 中国基础科学[J], 2018, 20(2): 32-40.
FAN X L, LI D J, LV B W, *et al.* China Basic Science[J], 2018, 20(2): 32-40.
- [2] PEREPEZKO J H. Science[J], 2009, 326(5956): 1068-1069.
- [3] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. MRS Bulletin[J], 2012, 37(10): 891-898.
- [4] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Science[J], 2002, 296(5566): 280-284.
- [5] 吕伯文, 江鹏, 李定骏, 等. 中国材料进展[J], 2020, 39(11): 855-870.
LV B W, JIANG P, LI D J, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(11): 855-870.
- [6] 周益春, 杨丽, 刘志远, 等. 中国材料进展[J], 2020, 39(10): 707-722+738.
ZHOU Y C, YANG L, LIU Z Y, *et al.* Materials China[J], 2020, 39(10): 707-722+738.
- [7] 陈卫杰, 宋鹏, 高栋, 等. 航空材料学报[J], 2022, 42(1): 15-24.
CHEN W J, SONG P, GAO D, *et al.* Journal of Aeronautical Materials[J], 2022, 42(1): 15-24.
- [8] NICHOLLS J R. JOM[J], 2000, 52: 28-35.
- [9] WEI Z Y, MENG G H, CHEN L, *et al.* Journal of Advanced Ceramics[J], 2022, 11: 985-1068.
- [10] 王斯佳, 徐彤, 刘梅军, 等. 材料研究与应用[J], 2022, 16(1): 1-18.
WANG S J, XU T, LIU M J, *et al.* Materials Research and Application[J], 2022, 16(1): 1-18.
- [11] 余春堂, 阳颖飞, 鲍泽斌, 等. 中国腐蚀与防护学报[J], 2019, 39(5): 395-403.
YU C T, YANG Y F, BAO Z B, *et al.* Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection[J], 2019, 39(5): 395-403.
- [12] MENG G, ZHANG B, LIU H, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2018, 347: 54-65.
- [13] 邱盼盼, 舒小勇, 胡林丽, 等. 中国腐蚀与防护学报[J], 2022, 42(2): 186-192.
QIU P P, SHU X Y, HU L L, *et al.* Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection[J], 2022, 42(2): 186-192.
- [14] 夏思瑶, 吴勇, 张博闻, 等. 材料保护[J], 2021, 54(10): 111-116.
XIA S Y, WU Y, ZHANG B W, *et al.* Materials Protection[J], 2021, 54(10): 111-116.
- [15] 沈明礼, 朱圣龙. 航空制造技术[J], 2016, 516(21): 105-109.
SHEN M L, ZHU S L. Aeronautical Manufacturing Technology[J], 2016, 516(21): 105-109.

- [16] GOWARD G W, BOONE D H. Oxidation of Metals[J], 1971, 3 (5): 475-495.
- [17] 齐浩雄, 马瑞, 孟国辉, 等. 材料保护[J], 2022, 55(10): 147-161.
- QI H X, MA R, MENG G H, *et al.* Materials Protection[J], 2022, 55(10): 147-161.
- [18] 王鑫, 甄真, 牟仁德, 等. 真空[J], 2022, 59(5): 20-27.
- WANG X, ZHEN Z, MOU R D, *et al.* Vacuum[J], 2022, 59(5): 20-27.
- [19] LI Y Y, HUANG D, ZHANG C Y, *et al.* Corrosion Science[J], 2022, 204: 110421.
- [20] MISHRA K R, KUMAR P, MUDULI K S. Journal of Failure Analysis and Prevention[J], 2018, 18(5): 1120-1126.
- [21] XU Y, LI W, YANG X. Corrosion Science[J], 2022, 196: 110033.
- [22] PENG W, WEN J, WU Y, *et al.* Materials Characterization[J], 2022, 193: 112290.
- [23] GENOVA V, PEDRIZZETTI G, PAGLIA L, *et al.* Surface and Coatings Technology[J], 2022, 439: 128452.
- [24] 德先龙, 邓鹏, 尹斌, 等. 材料研究与应用[J], 2022, 16(2): 243-252.
- DE X L, DENG P, YIN B, *et al.* Materials Research and Application[J], 2022, 16(2): 243-252.
- [25] 熊江英, 尹超, 邹志欢, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2024, 53(12): 3475-3484.
- XIONG J Y, YIN C, ZOU Z H, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2024, 53(12): 3475-3484.