DOI:10.20038/j.cnki.mra.2024.000115



Inconel 718 高温合金表面铝化物涂层的制备及其形成机制

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: Inconel 718 高温合金表面制备的铝化物涂层的组织结构及其形成机理,是提高该高温合金抗高温氧化和耐腐蚀性能的关键。采用化学气相沉积法在高温合金 Inconel 718 表面制备了铝化物涂层,通过结合使用材料热力学模拟软件 JMatPro、X射线衍射仪、X射线能谱仪和扫描电子显微镜等表征手段,详细研究了铝化物涂层的微观组织结构。研究结果表明:在1050℃温度条件下,经过1.5h反应,Inconel 718表面生成了双层结构的铝化物涂层,其外层厚度为14.1 μm,主要由β-NiAl相组成,内层厚度为5.9 μm,由σ相和Laves相组成;外层的β-NiAl相形成是由 Inconel 718 高温合金中的 Ni元素外扩散至表面后,与环境中的卤化铝反应而生成的;大量的Ni元素外扩散导致高温合金中的γ-Ni相减少,当高温合金中 Ni元素的含量(原子分数)减少至49%时γ-Ni相中开始析出 Laves相,当Ni元素的含量减少至40%时σ相也开始析出,当Ni元素的含量最终降至9%时 Inconel 718 高温合金完全转变成由σ相和 Laves相组成的铝化物内层。研究结果深入揭示了涂层形成的机理,为优化铝化物涂层制备工艺提供了重要的理论基础。同时,对于 Inconel 718 高温合金的高温稳定性和腐蚀性能的提升具有实际应用价值。

关键词:高温合金;铝化物涂层;微观结构;扩散;化学气相沉积;Inconel 718;组织结构;形成机理 **中图分类号:**TG174.4 **文献标志码:** A **文章编号:**1673-9981(2024)01-0133-07

引文格式:孟国辉,齐浩雄,杜撰,等.Inconel 718高温合金表面铝化物涂层的制备及其形成机制[J].材料研究与应用,2024,18 (1):133-139.

MENG Guohui, QI Haoxiong, DU Zhuan, et al. Aluminide Coating Prepared on the Surface of Inconel 718 Superalloy and Its Formation Mechanism[J]. Materials Research and Application, 2024, 18(1):133-139.

0 引言

高温合金是以铁、镍、钴元素为基体成分的一种 合金材料,其在 600 ℃及以上温度条件下具有优异 的抗氧化、抗腐蚀、抗蠕变性能,并且能在较高的机 械应力作用下长期服役,广泛应用于工业燃气轮机、 航空发动机、能源、化工等领域中^[1]。值得注意的 是,高温合金 Inconel 718(国内对应牌号 GH4169) 在所有高温合金中应用最为广泛,拥有高温合金之 王的美称,该合金是由国际镍公司(International Nickel Company)在 20世纪 50 年代后期开发的一种 兼具优异强度、良好韧性及较强耐腐蚀和抗氧化性 能的沉淀强化型高温合金。Inconel 718高温合金的 一个主要特点是良好的成形性,可以在很宽的温度 范围内(-423 至 1 300 F)热加工或冷加工成型,以 产生符合特定要求的微观结构和相关性能^[26]。此 外,Inconel 718高温合金还具有出色的可焊性和良 好的抗应变时效开裂性^[7-10],以及特别突出的耐腐蚀 性和抗氧化性能。因此,Inconel 718高温合金在燃 气轮机和航空发动机上应用量约占高温合金应用总 量的三分之一,成为燃气轮机和航空发动机必不可 少的关键材料^[1,11]。

需要指出的是,燃气轮机和航空发动机朝着高效率和大推重比方向快速发展,不可避免的需要通过提高燃气温度以提高效率和推重比^[12-14]。当前,先进燃气轮机和航空发动机的燃气温度已经超过了2000 K,较高的燃气温度对所用 Inconel 718 高温合金材料的抗高温氧化和耐热腐蚀能力提出了巨大挑战。为了应对这一挑战,必须提高高温合金的抗氧化和耐腐蚀性能。由于 Inconel 718 高温合金在设计之初高于强度材料的高温力学性能,导致材料在2000 K及以上温度的抗高温氧化和热腐蚀能力急 刷下降,通常采取的措施是在高温合金工件表面制

收稿日期:2023-06-20

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

作者简介:孟国辉,博士,助理教授,研究方向为热防护涂层。E-mail: mengguohui@xjtu.edu.cn。

通信作者:刘梅军,博士,副教授,研究方向为热防护涂层。E-mail: liumjun@xjtu.edu.cn。

备一层铝化物涂层,通过涂层表面生成的致密氧化 铝膜以提高 Inconel 718高温合金工件的抗高温氧化 和热腐蚀性能^[15-19]。

值得注意的是,铝化物涂层的服役性能取决于 涂层的微观组织结构。然而,如何定量调控铝化物 涂层组织结构是一个亟需突破的难题,解决该问题 的关键在于明确铝化物涂层的形成机理。虽然,几 十年来研究者已经能够定性揭示高温合金表面铝化 物涂层组织结构及其形成机制^[20-23],但是关于铝化 物涂层形成过程中的定量信息仍然十分欠缺。因 此,有必要定量分析 Inconel 718高温合金表面的铝 化物涂层形成机理。

本文采用 CVD 法在 Inconel 718 高温合金表面 制备了铝化物涂层,利用扫描电子显微镜、X 射线衍 射仪和 X 射线能谱仪,表征了铝化物涂层的显微组 织结构。另外,采用金属材料相图及性能模拟软件 JMatPro 定量分析了铝化物涂层中各物相的演变规 律,研究成果可为高性能 Inconel 718 高温合金用铝 化物涂层的制备提供关键的技术支撑。

1 试验部分

1.1 原料及设备

试验材料为商用的镍铁基高温合金(Inconel 718高温合金)作为基体材料,其标称化学成分列于 表1。沉积铝化物涂层前,使用砂纸将高温合金基 体打磨平整,并用丙酮对基体进行超声清洗处理。

表 1 Inconel 718高温合金的标称化学成分 Table 1 Nominal chemical compositions of Inconel 718 superalloy

元素	Ni	Cr	Fe	Nb	Мо	Ti	Al	С
含量w/%	余量	19.0	18.5	5.1	3.0	0.9	0.5	0.04

采用CVD法制备铝化物涂层,该方法相比于传统的包埋法具有制备参数易于调控及涂层不受原料 粘附污染的优点。所用设备为武汉材料保护研究所 有限公司自主研发的 CVD 铝化物涂层沉积设备, 该设备主要由反应系统、控制系统、冷却系统和尾气 处理系统4部分组成。

1.2 涂层制备方法

首先,用HCl活化气体流经外部生成器,使纯铝 渗剂与HCl气体在300℃温度下反应生成气相卤化 铝AlCl_n(*n*=1、2、3)。然后,将AlCl_n经Ar/H₂气以 24 L·min⁻¹的气体流量载运到沉积室中,并且维持 腔室压强在30 kPa。最后,AlCl_n与高温合金基体在 1050℃温度下发生反应,形成铝化物涂层,经过 1.5 h的反应后停止加热,样品随炉冷却至室温。冷 却开始时,停止供气到沉积室,并且开启真空泵将沉 积室内的残余气体抽出,同时填充纯氩气清洗沉 积室。

1.3 微观组织结构表征

铝化物涂层的微观组织结构特征用场发射扫描 电子显微镜(SEM, MIRA 3 LMH, TESCAN, Czech Republic)进行表征,对选定位置处的微观组 织采集背散射(BSE)模式图片,并且用 ImageJ 软件 统计铝化物涂层的厚度及各物相所占比例。使用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, 对选定的点或面采集所含元素的分布情况。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,测试采用的 20角的范围为20-80°、测试步长为0.1°。使用金 属材料相图及性能模拟软件 JMatPro, 计算模拟铝 化物涂层和 Inconel 718 高温合金在元素成分变化时 的物相组成,该软件以强大的热力学模型、热力学数 据为计算基础,可快速、准确模拟出所需的材料 性能。

2 结果与讨论

2.1 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图。从图1可 以清晰的看出,铝化物涂层为双层结构。采用 ImageJ软件统计了铝化物涂层内外层的厚度,发现 铝化物涂层的外层平均厚度为14.1 µm、内层平均 厚度为5.9 µm。



图 1 Inconel 718 高温合金表面沉积的铝化物涂层的 断面组织结构

Figure 1	Cross-sect	ional m	nicrostructure	of	the
	aluminide	coating	deposited	on	the
	surface of				

图 2 为铝化物涂层 EDS 面扫描图。从图 2 可 见,铝化物涂层的外层富含 Ni和 Al元素,而对于内 层铝化物涂层而言,对比度稍亮区域富集了大量的 Nb、Mo和 Fe元素,而对比度稍暗的区域则富含 Fe 和 Cr元素。表 2 为 EDS 点区域测试结果。由表 2 可知,铝化物涂层的外层主要含 Ni和 Al元素,两种 主元素的含量占总元素含量的90%。主元素Ni与 Al的原子比接近1.25,并且Ni和Al元素可形成的 物相有多种(如 γ' -Ni₃Al、Ni₅Al₃、 β -NiAl、Ni₃Al₄、 Ni₂Al₃和NiAl₃相)^[24],在这些物相中Ni与Al元素的 原子比接近1.25的物相组成可能为单相 Ni₅Al₃或 β-NiAl,也可能是以上两种或者多种物相组成的混 合物相。



图2 铝化物涂层中的元素分布

Figure 2 Distribution of elements in the aluminide coating

表 2 铝化物涂层元素含量的 EDS 测试结果

Table 2 EDS results of different elements within the aluminide coating

다분	含量(原子百分数)/%						
区域	Ni	Cr	Cr Fe	Nb	Мо	Al	
P1	49.5	3.0	7.2	—		40.3	
P2	12.0	28.0	32.6	19.6	7.8	—	
P3	14.6	51.1	28.6	—	5.7		

为了进一步确认铝化物涂层外层的物相,使用 JMatPro软件对EDS点区域的测试结果进行了计算 模拟,结果如图3所示。从图3可见,涂层外层的的 物相为单一的β-NiAl相。图4为涂层外层的XRD 测试结果图。从图4可见,铝化物涂层只显示出 β-NiAl衍射峰,表明通过CVD法在Inconel718高温 合金表面制备的铝化物涂层的外表面为纯β-NiAl 相,与JMatPro计算模拟结果符合的较好。



相

Figure 3 β -NiAl phase in the outer layer of the aluminide coating simulated by JmatPro



图 4 Inconel 718 高温合金表面沉积的铝化物涂层的 XRD测试结果

Figure 4 XRD results of aluminide coating deposited on the surface of Inconel 718 superalloy

涂层外层的 β-NiAl 相中约含 10% 的 Fe 和 Cr 元素,则说明 β-NiAl 中可固溶较多的其它合金元 素。图 5 为 Ni-Al-Fe 和 Ni-Al-Cr 三元相图^[25-26]。从 图 5 可见, β-NiAl 相中确实可以大量的固溶其它合 金元素。





由于铝化物涂层内层较薄,且被较厚的β-NiAl 外层覆盖,故难以用XRD直接测量铝化物涂层的内 层物相组成。因此,采用JMatPro软件根据EDS点 区域测试结果计算模拟铝化物涂层内层的物相组 成,结果如图6所示。从图6可见:铝化物涂层内层 存在对比度不同的两类区域,对比度较亮的区域为 Laves 相和 σ 相,其中 Laves 相含量占比为 92.3%, 这说明此区域为 Laves 相的可能性为 92.3%,而少 量 σ 相的存在可能是 EDS 测量精度误差导致的;而 对比度较暗的区域,全部为 σ 相。





根据铝化物涂层内层对比度的差异,借助ImageJ 软件统计了铝化物涂层内层中Laves相和σ相所占的 比例,结果如图7所示。从图7可见,在铝化物涂层内 层中σ相含量最多,约占整个内层总量的75%。



(a)—SEM image; (b)—Laves phase region; (c)—the region except for the Laves phase and σ phase; (d)—phase contents.



Figure 7 The contents of Laves phase and σ phase in the inner layer of aluminide coating

2.2 铝化物涂层显微组织结构形成机理

高温合金表面的铝化物涂层,是高温合金基体 与气相卤化铝AlCl_n之间相互反应的生成的。为了 定量揭示铝化物涂层的具体形成机理,还需要进一 步确认与气相卤化铝AlCl_n发生反应时的Inconel 718 高温合金相组成。图 8为JMatPro软件计算模拟结 果。从图 8可见,在1050 ℃温度条件下,Inconel 718 高温合金主要含有 γ-Ni相,而微量 MC 相(含量为 0.4%)主要存在于 γ-Ni相的晶界处,其主要作用是 强化晶粒结合和防止晶界滑动,从而提高高温合金 的高温强度;此外,MC 相高温稳定性较好,与气相 卤化铝AlCl_n之间不发生反应。表明,铝化物涂层是 由 γ-Ni相与气相卤化铝AlCl_n相互反应而生成的。



图 8 1 050 ℃温度条件下 Inconel 718 高温合金中的相 及其含量

Figure 8 Phases and contents in Inconel 718 superalloy at 1 050 °C

在铝化物涂层制备过程中,由于提供Al元素的 气相卤化铝AlCl_n的化学活度较低,其中Al元素的 活度不高于 β -NiAl相中Al元素的活度,导致高温合 金 γ -Ni相与AlCl_n反应仅生成 β -NiAl相。在 β -NiAl 层生成初期,高温合金 γ -Ni相、 β -NiAl层与AlCl_n气 体之间存在较大的Ni和Al元素化学势梯度,导致 γ -Ni相中的Ni元素持续的通过 β -NiAl层外扩散至 表面,从而与AlCl_n气体反应进一步生成 β -NiAl层, 同时 β -NiAl层表面的Al元素也通过 β -NiAl层内扩 散至 γ -Ni基体相而反应生成 β -NiAl层。这一互扩 散反应持续进行,导致 β -NiAl层不断增厚。值得注 意的是,相比Al元素而言,Ni元素在 β -NiAl层具有 更大的扩散速率,导致整个 β -NiAl层的生长主要是 通过 γ -Ni相中的Ni元素外扩散主导的,该 β -NiAl 层的形成过程是高温、低活度条件下铝化物涂层形 成所具有的共同特征^[19]。

随着β-NiAl层的持续生长,高温合金中Ni元素 含量持续减小。图 9 为 JMatPro 软件计算模拟结 果。从图 9 可见:在1 050 ℃温度条件下, Inconel 718 高温合金中的相组成随着Ni元素含量的逐渐减少 而发生变化;当高温合金中的Ni元素的总量降低至 49%时,高温合金γ-Ni相中开始析出Laves相;随着 Ni元素的总量进一步降低至40%时,γ-Ni相中又开 始析出 σ 相,此时Laves相的含量进一步增加,而 γ-Ni基体相的含量进一步降低;值得注意的是,当高 温合金中的Ni元素的总量降低至23%时,高温合 金中的σ相的含量达到最大值;随着Ni元素的进一 步外扩散,高温合金中的σ相和γ-Ni相的含量逐渐 减少,BCC相(α -Cr/Fe固溶体相)开始形成,Laves 相的含量进一步增加;当高温合金中的Ni元素的总 量降低至15%时,σ相完全消失,此时高温合金由 γ -Ni相、Laves相和BCC相组成。需要明确的是,高 温合金中的Ni元素的含量不会降低至0,这是因为 高温合金中的Ni元素的含量降低是Ni元素外扩散 导致的,由于扩散的驱动力是化学势梯度,因此参与 反应的高温合金中的Ni元素的最低化学势会维持 在未参与反应的γ-Ni基体相中Ni元素的最低化学 势水平。也就是说,由于未参与反应γ-Ni相的存 在,高温合金中参与反应的γ-Ni相并不能完全消 失,其含量只能无限接近于0。由此可知,当γ-Ni相 的含量接近于0时,参与反应的高温合金中的Ni含 量为9%,此时高温合金由Laves相和BCC相组成。 需要指出的是,当高温合金中的Ni含量降低至9% 时,Laves相所占的体积分数约为30%,这与铝化物 涂层内层物相的占比统计结果基本一致。



图 9 1 050 ℃温度条件下随 Ni 元素含量减小 Inconel 718高温合金中的物相变化情况



值得注意的是,铝化物涂层中并没有BCC相的 存在,BCC相开始形成的时刻正是σ相含量开始降 低的时刻,这说明BCC相很可能就是σ相。图10为 各物相吉布斯自由能随Ni元素含量减少的变化规 律图。从图10可以看出,σ相与BCC相的吉布斯自 由能非常相近。由于材料热力学模拟软件主要是通 过判断物相的吉布斯自由能的大小进行模拟的,相 近的吉布斯自由能可能导致JMatPro软件在成分变 化情况下的物相鉴定与特定成分条件下的物相鉴定 精度产生差异,从而引发σ相错误识别成BCC相的 问题。





Figure 10 Change of Gibbs free energy of phases in Inconel 718 superalloy with decreasing Ni content at 1 050 ℃

3 结论

(1)在1050 ℃温度条件下经过1.5h反应后, Inconel 718表面生成的铝化物涂层具有双层结构, 外层是平均厚度为14.1 μm的β-NiAl相,而内层平 均厚度为5.9 μm的σ相和Laves相组成。

(2)Inconel 718高温合金中的大量Ni元素外扩 散至合金表面,并与环境中的卤化铝元素反应生成 β-NiAl相。Ni元素的大量外扩散使基体合金中的 γ-Ni相减少,当Ni元素的含量分别减少至49%和 40%时,γ-Ni相中开始析出Laves相和σ相。

(3)当 Inconel 718高温合金中的 Ni元素的含量 减少至 9% 时,高温合金完全转变成由 σ相和 Laves 相组成的铝化物内层。

参考文献:

[1] REED R C. The superalloys: Fundamentals and applications[M]. London: Cambridge University Press, 2006.

- [2] RIFAT M, PAGAN D C, DEMETER E C, et al. On the formation of pileups during nano-scratching of Inconel 718 produced using additive manufacturing [J]. Materialia, 2023, 30:101813.
- [3] 王超,任永海,韩森霖,等. Inconel 718高温合金等温 压缩过程的组织演变及温度场模拟[J]. 金属热处理, 2023,48(5):151-157.
- [4] AFSHARI M, HAMZEKOLAEI H G, MOHAMMADI N, et al. Investigating the effect of laser cladding parameters on the microstructure, geometry and temperature changes of Inconel 718 superalloy using the numerical and experimental procedures [J]. Materials Today Communications, 2023, 35:106329.
- [5] 郭双全,冯云彪,何思逸,等.新型热处理制度获得高强高韧激光 3D 打印 IN718 合金[J].材料研究与应用, 2022,16(6):1017-1023.
- [6] 王皓杰,武三栓,张科杰,等.冷喷涂IN718涂层组织 及性能研究[J].表面技术,2022,51(10):361-369.
- [7] AL-LAMI J, HOANG P, DAVIES C, et al. Plastic inhomogeneity and crack initiation in hybrid wrought additively manufactured Inconel 718 [J]. Materials Characterization, 2023, 199: 112815.
- [8] 赵云梅,赵洪泽,吴杰,等.热处理对粉末冶金 Inconel 718 合金 TIG 焊接的组织和性能的影响[J]. 材料研究 学报,2023,37(3):184-192.
- [9] 王聪,陈建刚,彭彦龙,等.Inconel 718高温合金单层 多道激光熔覆成形工艺优化[J].陕西理工大学学报 (自然科学版),2023,39(1):1-9.
- [10] WANG Z, GUI Z, WU J, et al. Microstructure and high-temperature mechanical properties of Inconel 718 superalloy weldment affected by fast-frequency pulsed TIG welding[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2023, 89:338-348.
- [11] 杨鑫, 郭鹏飞, 吕振家, 等. 重型燃气轮机主要部件用 材的发展及应用[J]. 汽轮机技术, 2022, 64(4): 315-317.
- [12] PEREPEZKO J H. The hotter the engine, the better[J]. Science, 2009, 326(5956):1068-1069.
- [13] PADTURE N P, GELL M, JORDAN E H. Thermal barrier coatings for gas-turbine engine applications [J]. Science, 2002, 296(5566):280-284.
- [14] CLARKE D R, OECHSNER M, PADTURE N P. Thermal-barrier coatings for more efficient gas-turbine engines[J]. MRS Bulletin, 2012, 37(10):891-898.
- [15] COJOCARU M O, BRANZEI M, DRUGA L N. Aluminide diffusion coatings on Inconel-718 by pack cementation[J]. Materials, 2022, 15(15):5453.
- [16] 夏思瑶, 顿易章, 吴勇, 等. CVD法制备铝化物涂层 及其对 Inconel 718 合金高温持久性能及低周疲劳性

139

能的影响[J].材料保护, 2020, 53(4):41-45.

- [17] 孟施旭,吴勇,夏思瑶,等.改性元素对镍基合金表面 铝化物涂层组织和性能的影响[J].材料保护,2023, 56(3):114-123.
- [18] WANG C, CHEN S. Microstructure and cyclic oxidation behavior of hot dip aluminized coating on Nibase superalloy Inconel 718 [J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(7):3862-3866.
- [19] WANG Y, SMIALEK J, SUNESON M. Oxidation behavior of Hf-modified aluminide coatings on Inconel-718 at 1050 °C [J]. Journal of Coating Science and Technology, 2014, 1(1):25-45.
- [20] GOWARD G W, BOONE D H. Mechanisms of formation of diffusion aluminide coatings on nickel-base superalloys [J]. Oxidation of Metals, 1971, 3 (5): 475-495.
- [21] RAFIEE H, ARABI H, RASTEGARI S. Effects of temperature and Al-concentration on formation mechanism of an aluminide coating applied on superalloy IN738LC through a single step low activity

gas diffusion process [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 215:206-212.

- [22] 德先龙, 邓鹏, 尹斌, 等. Co/Pt改性铝化物涂层热腐 蚀行为探究及比较[J]. 材料研究与应用, 2022, 16 (2):243-252.
- [23] 邓鹏, 倪建洋, 邓春明, 等. 基体厚度对 PtAl涂层与 镍基单晶高温合金互扩散行为的影响[J]. 材料研究 与应用, 2021, 15(1):9-15.
- [24] SHAO W, GUEVARA-VELA J M, FERNÁNDEZ-CABALLERO A, et al. Accurate prediction of the solid-state region of the Ni-Al phase diagram including configurational and vibrational entropy and magnetic effects[J]. Acta Materialia, 2023, 253;118962.
- [25] BUDBERG P, PRINCE A. Al-Fe-Ni ternary phase diagram evaluation [J/OL]. MSIT. https://materials. springer.com/msi/docs/sm-msi-r-10-010205 01.
- [26] ROGL P. Al-Cr-Ni ternary phase diagram evaluation [J/OL]. MSIT. https://materials.springer.com/msi/ docs/sm-msi-r-10-012731-01.

Aluminide Coating Prepared on the Surface of Inconel 718 Superalloy and Its Formation Mechanism

MENG Guohui¹, QI Haoxiong¹, DU Zhuan¹, LIU Meijun^{1*}, YANG Guanjun¹, 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 Research Institute of Materials Protection Co., Ltd., Wuhan 430030, China)

Abstract: Determining the microstructure and elucidating the formation mechanism of aluminide coatings on Inconel 718 superalloy surfaces are crucial steps in enhancing the alloy's resistance to high-temperature oxidation and corrosion of. In this study, aluminide coatings were deposited on Inconel 718 superalloy surfaces by chemical vapor deposition. The microstructure of the aluminide coatings was thoroughly characterized by material thermodynamics simulation software JMatPro, along with Xray diffractometry, X-ray energy spectrometry and scanning electron microscopy. The results showed that, following a 1.5 h reaction time at 1 050 °C, the aluminide coating exhibited a distinctive double-layered structure on the Inconel 718 surface. The outer layer consisted predominantly of the β -NiAl phase with an average thickness of 14.1 μ m, while the inner layer, with an average thickness of 5.9 μ m, comprised the σ phase and Laves phase. The outward diffusion of a substantial amount of Ni from the Inconel 718 superalloy to its surface led to the formation of the β -NiAl phase through a reactive process with aluminum halides in the surrounding environment. This outward diffusion resulted in a reduction of the γ -Ni phase within the superalloy. As the Ni content in the superalloy decreased to 49 at. %, the Laves phase began to precipitate in the γ -Ni phase. A further reduction to 40 at. % of Ni content initiated the precipitation of the σ phase. Ultimately, with Ni content reaching 9 at. %, the Inconel 718 superalloy underwent a complete transformation into an aluminide inner layer, comprising the σ phase and the Laves phase. These findings provide comprehensive insights into the underlying mechanisms of coating formation, offering a theoretical foundation for optimizing aluminide coating processes. Moreover, the study holds practical significance in enhancing the high-temperature stability and corrosion resistance of Inconel 718 superalloys.

Keywords: superalloy; aluminide coating; microstructure; diffusion; chemical vapor deposition; Inconel 718 superalloy; microstructure; formation mechanism