

TiAl合金双辉等离子表面合金化技术研究进展

陈林¹, 韩东², 胡娜², 呼丹², 杨理京², 高广睿²

(1. 西安交通大学, 陕西 西安 710049)

(2. 西安赛福斯材料防护有限责任公司, 陕西 西安 710200)

摘要: TiAl合金因其密度低、比强度高以及高温抗蠕变性能优异等特点, 在航空航天等高温领域的结构部件中具有重要的应用价值。然而, 750 °C以上高温环境中TiAl合金高温抗氧化性能不足, 以及部分部件在高温熔盐腐蚀及高温磨损等工况下服役寿命会缩短, 此类问题均限制了TiAl合金的工程化应用。双辉等离子表面合金化技术是在不改变材料整体性能的前提下提升其表面防护能力的重要途径。本文介绍了双辉等离子表面合金化技术的基本原理, 探讨了双辉等离子单元渗、二元渗、多组元共渗以及渗层成分及结构对渗层高温抗氧化、抗熔盐腐蚀、耐高温磨损等性能的影响, 最后, 从理论研究、制备工艺以及工程应用角度展望了未来的发展方向。

关键词: TiAl合金; 双辉等离子表面合金化; 高温抗氧化性能; 热腐蚀; 磨损性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)08-2084-15

1 引言

TiAl合金具有低密度、高比强度、良好的高温抗蠕变性及高弹性模量等优点, 在航空航天等领域应用前景广阔^[1-2]。但TiAl合金存在硬度低和脆性高的固有缺陷, 易导致其在实际服役过程中产生严重的磨损^[3]。此外当TiAl合金在750 °C以上的高温环境下长时间服役时, 其表面难以形成致密的Al₂O₃保护性氧化膜, 抗氧化性与耐热腐蚀性的不足也制约TiAl合金的规模化应用^[4-5]。

表面改性是提高TiAl合金抗高温氧化、耐磨性能的有效手段, TiAl合金表面强化的方法有微弧氧化、激光熔覆、热喷涂、气相沉积、双辉等离子表面合金化等^[6-8]。其中双辉等离子表面合金化在渗入速率、渗入元素种类及适用基体范围等方面具有显著优势^[9]。利用双辉等离子表面合金技术可在工件表面实现高熔点难熔金属元素的合金化渗层制备^[10]。目前已在TiAl合金表面实现Cr、Mo、Ta、W等单组元渗, Cr-Mo、Ta-W、NiCoCrAlY、MoSiAlY等双组元和多组元共渗, 及与其它表面技术协同构建的复合涂层, 均可显著提高TiAl合金抗高温氧化、耐热腐蚀、耐磨损等性能^[11-13], 该技术也已在钢铁、镍基合金、C/C复合材料等多种基体材料表面制备出合金渗层, 拓宽了等离子表面冶金技术的应用范围^[14]。

2 双辉等离子表面合金化基本原理

双辉等离子表面合金化设备主要由电源系统、真空系统等模块组成(图1), 真空室腔内装有阴极、阳极和源极3个独立电极, 阴极为待渗件, 阳极为炉体, 源极为预渗合金靶材。两台高压直流电源一台与源极(靶材)和炉体(阳极)相连, 另一台与待渗件(阴极)和炉体(阳极)相连^[15]。低气压真空环境、惰性气体氛围、源极电位低于待渗件电极电位是实现双辉等离子合金化的必要条件。

双辉等离子表面合金化过程(图2)涵盖放电粒子对源极的轰击和溅射, 以及溅射元素的输运和扩散过程^[16]。

2.1 轰击行为

高能氩离子在辉光放电过程中会同时轰击工件和靶材, 溅射出的靶材原子可沉积至工件表面。同时, 高能等离子体对基体的轰击会使其表面产生大量空位与间隙缺陷, 原子半径较大的溶质原子更易与空位发生相互作用, 通过置换方式在晶体内部迁移, 原子半径较小的溶质原子优先与间隙原子结合后向晶体内部迁移。因此, 靶材原子尺寸的差异, 会导致其在晶体中与点缺陷的相互作用行为呈现显著区别。以TiAl合金表面双辉等离子渗Cr为例^[17], 溅射出的Cr原子主要占据基体中Al原子的晶格位置, 使空位迁移的激活能提高, 导致空位迁移速率下降, 这一过程使得位错环可捕获到大量间隙原子并快速

收稿日期: 2025-10-29

基金项目: 陕西省秦创原“科学家+工程师”队伍建设(2024QCY-KXJ-107); 陕西省创新能力支撑计划(2024ZG-GCZX-01(1)-15, 2024ZG-GCZX-01(1)-16); 陕西省重点研发计划(2025CY-YBXM-601)

作者简介: 陈林, 男, 1985年生, 硕士, 西安交通大学, 陕西 西安 710049, E-mail: 251434377@qq.com

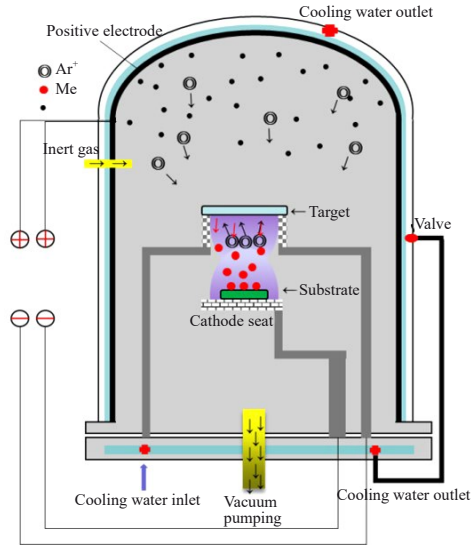


图 1 双辉等离子表面合金化设备结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of double glow plasma surface alloying (DGPSA) equipment^[15]

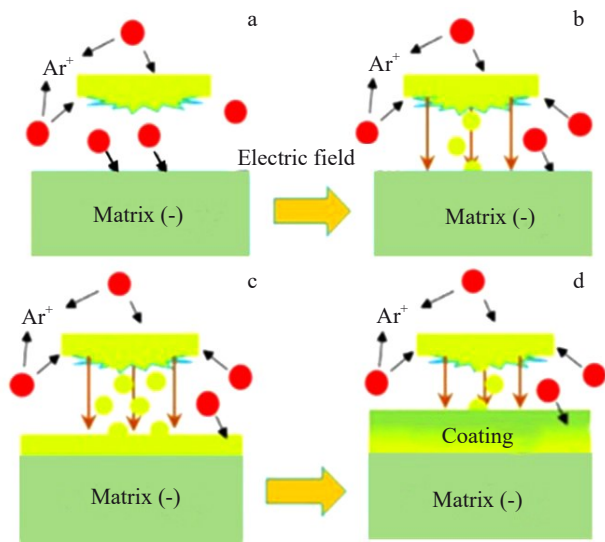


图 2 双层辉光等离子表面合金化过程示意图

Fig.2 Schematic diagrams of DGPSA process^[16]: (a) bombardment, (b) sputtering, (c) transport, and (d) diffusion

生长,但新位错环的形成受到了明显抑制,基体中空位尺寸进一步增大,为更多Cr原子的扩散创造了有利条件。

2.2 溅射行为

靶材在等离子轰击的作用下溅射出预渗元素粒子,入射粒子造成溅射所需要的最低能量被定义为溅射阈值,单位粒子溅出的原子数量称为溅射率^[18]。溅射率的大小与基体材料、晶体结构、表面形貌、入射粒子种类、能量水平和电荷状态等因素有密切的关系^[19]。溅射原子能量约为入射粒子能量的1%,入射粒子与溅射原子发生原子核间的弹性碰撞。

2.3 粒子输运过程

决定工件表面完整渗层形成的核心是欲渗原子和氩离子组成的等离子在直流电场中的分布特征,以及微观粒子是否能形成向阴极方向的粒子流。等离子体温度随源极电压与阴极电压的升高而增加,同时工作气压的增大会导致等离子体呈现不均匀性的区域相应扩大。溅射原子与离子在电场作用下可能再次碰撞,进而回到源极表面,甚至造成多次溅射。粒子间的相互碰撞会在距离源极较远的区域形成金属等离子体气氛,最终有望达到准平衡状态^[20]。因此,粒子的输运过程既包含粒子间的碰撞作用,又涉及电场驱动下粒子向阴极的漂移,在2种作用的协同下可使等离子体分布尽可能趋于均匀。

2.4 扩散过程

扩散过程是沉积在工件表面的溶质原子以热扩散的方式渗入基体内部的过程。基体在被氩离子持续轰击的过程中能有效清除表面氧化层与持续活化基体表面,使表面对渗入金属离子的吸附作用得到强化,表面离子浓度的增大亦可加快渗入元素在基体内的扩散速率^[21]。

图 3 为 γ -TiAl 合金表面合金化渗层的典型形貌^[22-23]。其中,Ta、Nb、W 渗层表面形貌呈颗粒状,这是由于等离子体不断轰击基体表面,原子逐渐沉积并向外结晶生长,最后积聚为规则颗粒。Mo 渗层表面呈现大小近乎一致的胞状结构,这是由于 Mo 与 Ti 的润湿性较好,使得 Mo 原子更容易在 TiAl 合金表面铺展。另外,渗层元素的热扩散行为、反溅射效应、基底的表面缺陷和粗糙度及渗层元素对饱和蒸气压的敏感性,这些因素均会对渗层形貌产生影响,具体作用机制仍有待研究。

2.5 渗层的结构特征

双辉等离子表面合金化渗层从外向内可划分为沉积层、互扩散层以及轰击溅射影响区。沉积层受到强烈的等离子体轰击,其外层相对较疏松,内层则较为致密,由于不同元素其溅射阈值和溅射率存在差异,沉积层中合金元素的成分相较靶材会有偏差且存在成分偏析。沉积层需要足够的致密度和厚度才能阻隔氧与钛之间的扩散,当沉积层疏松或过薄时,难以形成连续致密的保护性氧化层,但过厚的氧化层往往伴随较大的内应力,在高温热应力的作用下容易发生剥落失效。

互扩散层由沉积层与基体元素扩散形成,较薄的互扩散层无法使合金层和基体实现有效的冶金结合,为延长 TiAl 合金的抗氧化寿命,需要较厚的互扩散层以发挥其阻碍氧扩散的作用。但在高温和长时间保温下会引起基体组织相变,甚至损害基体的力学性能。

钛原子在离子轰击的作用下保持较高的活性,易形成较厚的离子轰击溅射影响区,并在基体表面引入压应力,有利于提升基体表面硬度与抗疲劳性能。但持续高强度的离子轰击易导致金属表面产生微裂纹,基体组织

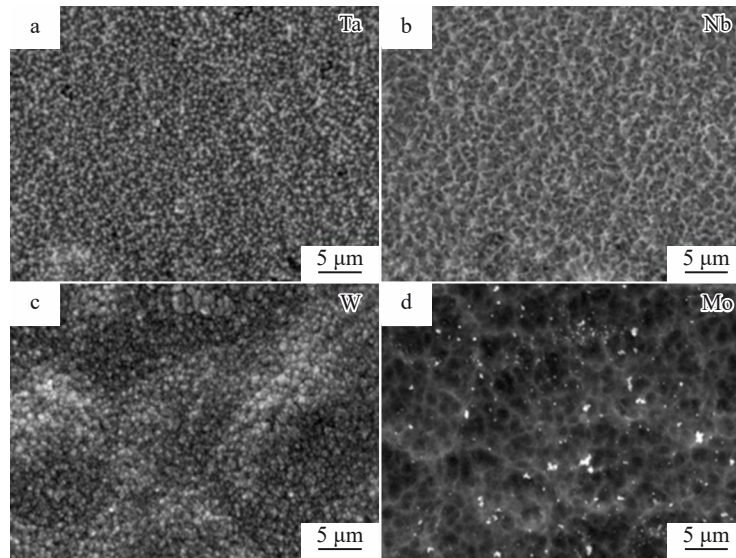


图3 γ -TiAl 合金表面渗层形貌

Fig.3 SEM morphologies of Ta (a), Nb (b), W (c), Mo (d) coatings on γ -TiAl alloy surface^[22-23]

结构发生转变,造成基体力学性能下降。

2.6 渗层的扩散与强化机制

氩离子和金属粒子对基体的持续轰击会形成富含空位的晶体缺陷层,且空位浓度随扩散深度的增加呈递减趋势,高空位浓度梯度的存在会驱动金属粒子向内扩散,这一特性使得双辉等离子渗金属相较于传统包埋渗金属工艺具备更高的扩散系数,双辉等离子轰击可使 W-Mo 渗层厚度提高近 1/4^[22]。

双辉等离子表面合金化的强化机制来源于源靶与基体元素的相互作用过程,如弥散强化、固溶强化。以不锈钢表面强化为例,可通过形成 Ti、Ta、Nb、Zr 等元素的硬质碳化物相以实现表面性能提升,进而产生弥散强化效应^[24-27]。当靶材元素在基体中有较大固溶度时,互扩散区多由双方元素形成的固溶体构成,利用间隙原子或置换原子引发晶格畸变提高材料变形抗力,从而产生固溶

强化,例如 Ti-Mo^[22]、Ti-Nb^[23]、Ti-Zr^[28]等渗层体系。

3 双辉等离子表面合金化渗层的工艺控制

通过调整双辉等离子表面合金化过程中的阴极/源极电压、工作气压、极间距、保温时间/温度等工艺参数,可对渗层的深度、硬度、表面质量、结合强度以及微观组织结构进行调控。表 1 列举了近年来 TiAl 合金表面不同金属渗层的制备工艺及其氧化增重,从表 1 中可看出金属渗层可显著提升 TiAl 合金在 850~900 °C 的抗高温氧化性能^[22-23, 28-31]。

工作气压是影响氩离子对工件及靶材轰击强度的关键因素,气压越高,离子轰击作用越明显,源电极的溅射效应也同步增强,对工件表面的溅射清洗与活化更彻底,有利于工件表面对渗入元素的吸附。工作气压增加时等离子体密度及辉光放电效应引发的缺陷深度也会同步增

表 1 双辉等离子渗层工艺参数及对应的渗层厚度和氧化增重

Table 1 Process parameters of DGPSA coatings, as well as the corresponding thickness and oxidation mass gain

Coating	DGPSA parameter					Thickness/ μm	Temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Time/h	Mass gain / $\text{mg}\cdot\text{cm}^{-2}$
	Source voltage/V	Operating voltage/V	Time/h	Pressure/Pa	Interelectrode distance/mm				
Nb ^[23]	600-900	400-600	2.5-4	30-50	20	12	900	100	7.80
Ta ^[23]	600-900	400-600	2.5-4	30-50	20	14	900	100	10.51
W ^[22]	850	500	3	35	20	7	900	100	10.67
Mo ^[22]	850	500	3	35	20	12	900	100	7.43
Zr-Y ^[28]	600-650	450-500	3	35-36	18	23	850	100	1.5
Mo-Si-Ti ^[29]	850	450	3	38	15	17.5	850	100	2.67
W-Mo ^[22]	850	500	3	35	20	9	900	100	5.48
MoSiAlY ^[30]	600-750	250-300	2.5	30	30	20	900	100	3.71
NiCoCrAlY ^[31]	950	450	4	35	15	16.5	900	100	1.42

大,从而加速合金元素向基体内部更深区域扩散。但工作气压过高会加剧溅射粒子在靶材表面的反向散射,致使靶材的利用率降低。双辉等离子合金化工艺的常规工作气压范围为30~50 Pa,最优参数需结合基体与预渗元素的化学组成确定。

施加在阴极(工件)和源电极(靶材)的电压与氩离子轰击能量呈正相关,但合金化渗层的沉积速率并不会随电压升高而持续增加,源电压的升高会使合金元素的溅射速率加快,而沉积层的迅速增厚会减弱离子轰击作用,造成渗层沉积速率下降。阴极电压引发的辉光放电可实现对工件表面的加热、清洁与活化,促进合金元素向工件内部扩散,但电压过高会使工件表面对合金元素的吸附能力降低,源电极与阴极的最优电压区间一般为600~950 V和400~600 V。

适当的极间距也有助于合金层的形成,极间距过大会造成粒子输运过程中合金元素的损耗增加,极间距过小会导致合金层的厚度与成分分布不均,最佳极间距一般控制在15~30 mm。

双辉等离子表面合金化温度一般基于基体与靶材元素的相图来确定,可通过调节工作气压以及源极、阴极电压实现调控。温度过高会引发晶粒粗大导致基体力学性能降低,若基体元素与渗层元素间的热膨胀系数差异过大,还会造成渗层局部剥落的问题。温度较低时会因元素扩散不充分而导致渗层过薄及结合强度较差,双辉等离子合金化温度依据渗入元素不同控制在650~1150 °C。

4 双辉等离子表面高温抗氧化改性层

TiAl合金的高温氧化产物主要由 Al_2O_3 和 TiO_2 构成,疏松的 TiO_2 会减弱氧化膜的高温防护效果^[32]。在TiAl合金表面利用双辉等离子技术渗入Cr、Nb、Zr、Mo等元素可形成具备抗氧化作用的渗层,是提高其抗高温氧化性能的有效途径。

4.1 Cr基改性层

Cr与氧反应形成的致密 Cr_2O_3 氧化膜能有效阻隔氧

向基体内部扩散,同时渗层中Cr含量升高可促进 Al_2O_3 的形成,进而使TiAl合金表面生成连续致密的 Al_2O_3 与 Cr_2O_3 混合氧化膜。在TiAl合金表面制备厚度为5 μm 的Cr改性层,可显著降低合金在850 °C下的氧化增重量。同时,TiAl合金表面氧化膜的组成会随氧化时间的增加发生转变,氧化时间增加至100 h时,氧化膜组分会由单一的 Cr_2O_3 相逐渐变为 Cr_2O_3 、 Al_2O_3 与 TiO_2 共存的相,此类混合相氧化膜与基体的结合强度较差,易发生局部剥落,对基体高温抗氧化性能的提升效果有限^[33]。此外,渗Cr层的抗热震性能也较传统的电镀Cr层有明显提高,经过120次热震循环试验后TiAl合金表面的渗Cr层仅出现一处网状裂纹,网状裂纹随热震循环次数的增加发生扩散,最终在表面呈现出龟裂形态^[34]。

太原理工大学研究团队在 Ti_2AlNb 合金表面制备出10 μm 厚的Cr-Y渗层,渗层在高温下形成由 CrNbO_4 、 Cr_2O_3 和 Y_2O_3 组成的复合氧化膜。如图4所示,Cr-Y渗层在850 °C恒温氧化100 h后未脱落且无裂纹产生,试样的氧化增重仅为基体的1/2,氧化动力学曲线呈抛物线规律,较单一渗Cr层的抗氧化性能明显增强^[35]。对比 Ti_2AlNb 合金表面渗Cr、渗Cr-W和渗Ni-Cr层的高温抗氧化性能发现,二元Ni-Cr渗层氧化后形成的由 Al_2O_3 和 NiCr_2O_4 相组成的混合氧化膜最为连续致密,抗高温氧化性最佳^[36]。

4.2 Nb基改性层

Nb与 β -Ti可形成连续固溶体,二者均为体心立方晶体结构,能够满足表面合金化的工艺要求,渗层Nb的晶粒尺寸与表面粗糙度随着氧化温度的升高均呈现增大的趋势^[37]。渗Nb后的TiAl合金经800 °C的等温氧化后的氧化增重速率与TiAl合金基体相比大约降低了80%^[38]。此外,在TiAl合金表面通过两步渗法制备出Nb-C复合渗层,此渗层兼具耐磨性和高温抗氧化性^[39]。

4.3 Zr基改性层

Zr原子与Ti原子的空间点阵结构和原子半径相近,因此Zr元素能与 α -Ti和 β -Ti无限互溶形成置换固溶体,

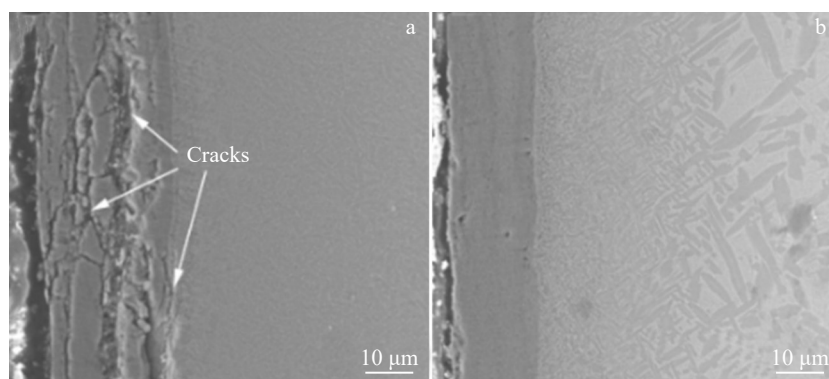


图4 Ti_2AlNb 基体及其Cr-Y渗层在850 °C氧化100 h后的氧化膜截面形貌

Fig.4 Cross-sectional morphologies of the oxide film after oxidation at 850 °C for 100 h: (a) Ti_2AlNb alloy and (b) Cr-Y coating^[35]

对 TiAl 合金起固溶强化作用,同时 Zr 元素的渗入可在 TiAl 合金表面形成致密的 ZrO₂ 氧化膜。稀土元素 Y 可起到细化晶粒及提高氧化膜层粘着性的作用,相较单独的渗 Zr 层,Zr-Y 共渗层具有更低的高温氧化速率。

如图 5 所示,南京航空航天大学团队在 γ -TiAl 合金表面制备了 18 μm 厚的 Zr-Y 合金层,其中沉积层厚度为 13 μm ,扩散层厚度为 5 μm ^[40]。Zr-Y 渗层由单质 Zr 和 Y 组成,在 750 $^{\circ}\text{C}$ 恒温氧化 100 h 后,较 Zr 渗层具有更致密的结构,Zr-Y 渗层外层由 ZrO₂ 和 Y₂O₃ 组成,内层由 Al₂O₃ 和 TiO₂ 组成^[40]。外层形成由 Y₂O₃ 稳定 ZrO₂ 的氧化膜是提高基体高温抗氧化性能的关键。

此外,经 Zr-Y 共渗处理后的 TiAl 合金表面硬度约为 857 HV,具有良好的耐磨损性能,在室温与高温(500 $^{\circ}\text{C}$) 环境下的磨损体积及摩擦系数均低于基体,磨损机制为粘着磨损^[28]。

4.4 Mo 基改性层

双辉等离子渗 Mo 技术通过在 TiAl 合金表面促进形成 Ti₂AlMo 相来减缓合金基体的氧化速率,但 Mo 元素的渗入对 TiAl 合金高温氧化后膜层的组成成分及膜层结构影响不大^[41]。Mo 与 Nb 元素的复合双元渗可以在 TiAl 基体表面形成致密且连续的 Mo-Nb 复合渗层,有效阻碍氧原子向基体内扩散。此外,Mo-Nb 二元渗层能促进 TiAl 合金表面形成连续致密的 Al₂O₃ 氧化层,进一步增强 TiAl 合金的高温抗氧化性能^[42]。但是,Mo-Cr 共渗试样高温氧化后与渗 Cr 试样相比高温抗氧化性能并无明显增强^[43],表面只检测到 Cr₂O₃、Al₂O₃ 和 TiO₂ 相。

氧化钼的形成及挥发是制约钼基改性层抗高温氧化性能的关键。向 Mo-Si 二元系统中引进 Ti 元素,利用 (Ti, Mo)₃Si₃ 相中钼元素较低的迁移速率及氧化钼相对较

低的形核驱动力,可抑制氧化钼的形成和挥发,进而提高氧化膜的稳定性。图 6 为 Mo-Si-Ti 三元渗层的截面暗场照片图及 EDS 元素面分布^[29]。从图中可观察到靠近基体的合金层包含大量 Ti 元素的细小等轴晶,而合金层表面为细小柱状晶,晶粒尺寸由基体至合金层方向逐步降低。Mo、Ti、Si 等元素向基体方向扩散,Al、Ti 等元素向合金层方向扩散,这种结构和成分的梯度过渡可以降低合金层和基体间的力学差异,降低基体/合金层界面的不协调变形匹配性,增强合金层与基体的结合强度,保证合金层的抗高温氧化能力。

4.5 W 基改性层

W 原子的渗入可替代 TiAl 合金中的 Ti 原子,并影响 Ti 原子周围电子的分布,从而抑制 TiO₂ 生长。此外 W 原子与 TiAl 合金中各组成原子间具有较强的亲和力,易富集在表层以降低氧原子内扩散速率,从而达到抗高温氧化作用^[44]。利用 W-Mo 合金高熔点及良好热稳定性的特性,在 γ -TiAl 合金表面制备厚度为 9 μm 的 W-Mo 合金层,该合金层由 6 μm 的沉积层与 3 μm 的扩散层构成,经 750 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 100 h 后,W-Mo 二元渗层的氧化增重仅为基体的 48.6%,但此时 Mo 元素的挥发导致 Mo 与 W 的原子比由 3:1 降至 1:2,基体 100 h 后的抗氧化能力减弱^[22]。

4.6 Ta 基改性层

Ta 属于高熔点难熔稀贵金属,溅射率较高。采用双辉等离子渗金属技术在 TiAl 合金表面制备出致密均匀、综合性能优异、稳定性强的纯 Ta 渗层,高价态 Ta 元素的渗入能够有效抑制 TiO₂ 生长的同时促进 Al₂O₃ 和 Ta₂O₅ 的形成,提升 TiAl 合金的高温抗氧化能力^[20]。TiAl 合金经双辉等离子渗 Ta 后,表面渗层由 10 μm 的沉积层与 4 μm 的扩散层构成,在 700~900 $^{\circ}\text{C}$ 高温氧化下可形成由 Al₂O₃

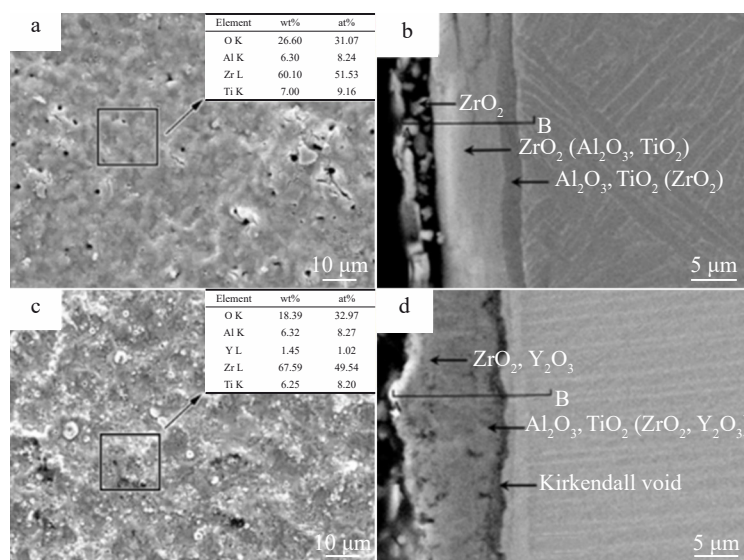


图 5 Zr 及 Zr-Y 渗层在 750 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 100 h 的氧化膜表面和截面形貌

Fig.5 Surface (a, c) and cross-sectional (b, d) morphologies of the oxide film of different coatings after oxidation at 750 $^{\circ}\text{C}$ for 100 h: (a-b) Zr coating and (c-d) Zr-Y coating^[40]

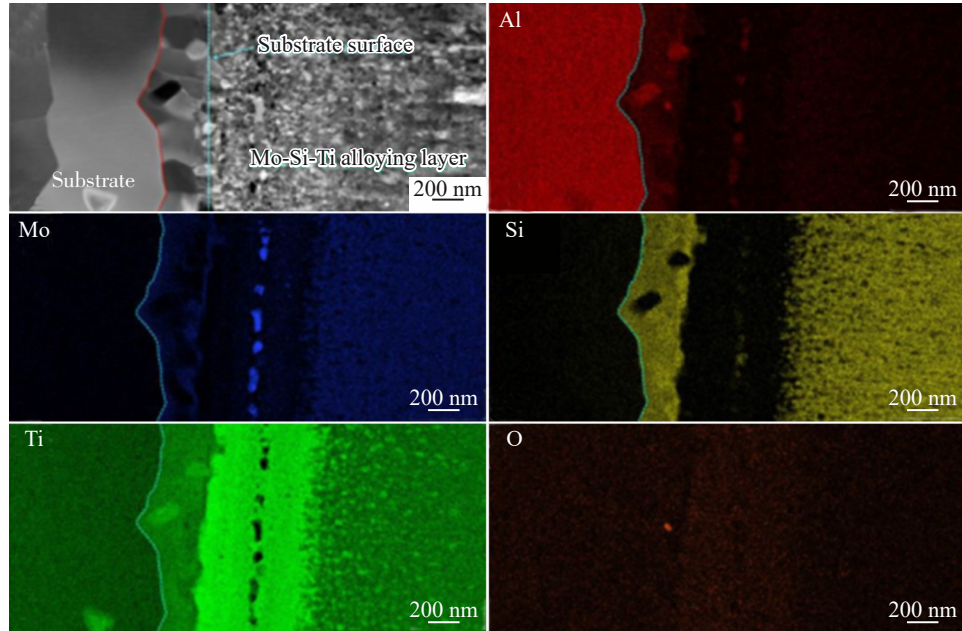


图 6 Mo-Si-Ti 渗层截面形貌及 EDS 元素面分布

Fig.6 Cross-sectional morphology and corresponding EDS element mappings of Mo-Si-Ti coating^[29]

和 Ta₂O₅ 构成的复合氧化层,提升 TiAl 合金的高温抗氧化性能^[23]。Ta 元素的渗入还可促进基体与氧化膜界面处连续化合物阻挡层的生成,进而抑制基体氧化^[23]。

图 7 为 TiAl 合金表面双辉等离子合金渗层在 900 °C 下的氧化增重曲线。从图 7 中可看出合金渗层的氧化过程均遵循抛物线规律,其中 Ta-W 渗层的氧化增重幅度最小,高温抗氧化性能最优。Ta-W 渗层在氧化初期会形成致密的 Ta₂O₅ 氧化膜,氧化物颗粒尺寸较小,对氧元素向基体内部扩散起到显著的阻挡效应^[45-47]。此外,W 元素在 Ta 中可形成固溶体,构成具有 α 相的互扩散层,进一步提升 TiAl 合金高温抗氧化性能^[45]。

图 8 为 Ta-W 渗层界面的透射电子显微镜形貌及选区电子衍射图谱,3 处位置的晶面间距呈现减小趋势,存在明显的应力变形现象,而位置 1 与位置 3 的多晶衍射环更为连续均匀,表明该区域晶粒尺寸更小,这一微观结构特征表明 W-Ta 渗层具备明显的强化效果^[48]。

4.7 多组元改性层

在 TiAl 合金表面制备多组元渗层同样也可提高基体的抗高温氧化性能。南京航空航天大学研究团队在 γ-TiAl 合金表面成功制备出厚度为 9 μm 的 CrNbSi 改性层,CrNbSi 改性层主要由 Cr₂Nb 相与 CrSi 相构成,在 700~900 °C 的氧化环境中可形成以 Nb₂O₅ 和 SiO₂ 为主要成分的氧化层,从而增强 γ-TiAl 合金的高温抗氧化性能。然而,Nb 元素在氧化过程中会生成 Nb₂O₅ 产物,此过程伴随明显的体积膨胀现象,导致氧化膜内部会产生较高内应力,该氧化膜经过 900 °C 氧化 100 h 后即发生剥落,失去保护作用^[46]。研究人员通过双辉等离子表面合金化技术在 γ-TiAl 合金表面制备了由 γ'-Ni₃Al、γ-TiAl、AlCr₂

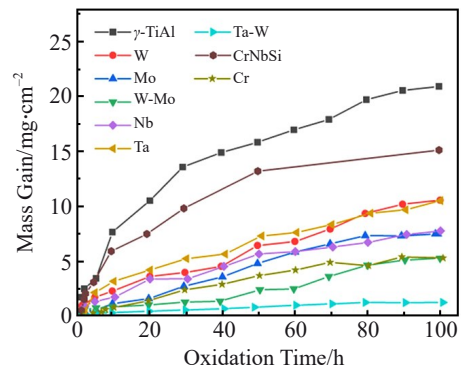


图 7 TiAl 合金的双辉等离子渗层在 900 °C 下的氧化增重曲线

Fig.7 Oxidation mass gain curves coating of DGPSA coating of the TiAl alloy at 900 °C^[22-23,46-47]

和 σ-NiCoCr 组成的 MCrAlY 改性层,在 750 °C 氧化后可形成由 Al₂O₃ 和 Cr₂O₃ 组成的氧化膜,在 850 °C 氧化后形成的主要组分为 Al₂O₃、Cr₂O₃、NiCr₂O₄ 的氧化膜均保持致密结构,能够有效抑制氧元素的扩散,但在 950 °C 下 Cr₂O₃ 的挥发会导致保护膜逐渐失效^[21]。

由于 MCrAlY 涂层与 TiAl 合金基体存在明显的化学成分差异,TiAl 合金表面制备的 MCrAlY 改性层与基体间的元素互扩散现象更为显著。如图 9 所示,经过 10 次热循环氧化后,NiCrAlY 改性层中的 Ni 元素向 TiAl 合金基体发生内扩散,产生由 Ni₂AlTi 和 NiAlTi+TiAl 构成的内扩散区。经过 120 次热循环氧化后,向内扩散的 Ni 元素与向外扩散的 Ti 元素会在 TiAl 合金/NiCrAlY 改性层界面形成 TiNi 层,并在附近产生孔洞。内扩散区域在循环氧化处理的初始阶段呈现出快速生长态势,120 次循

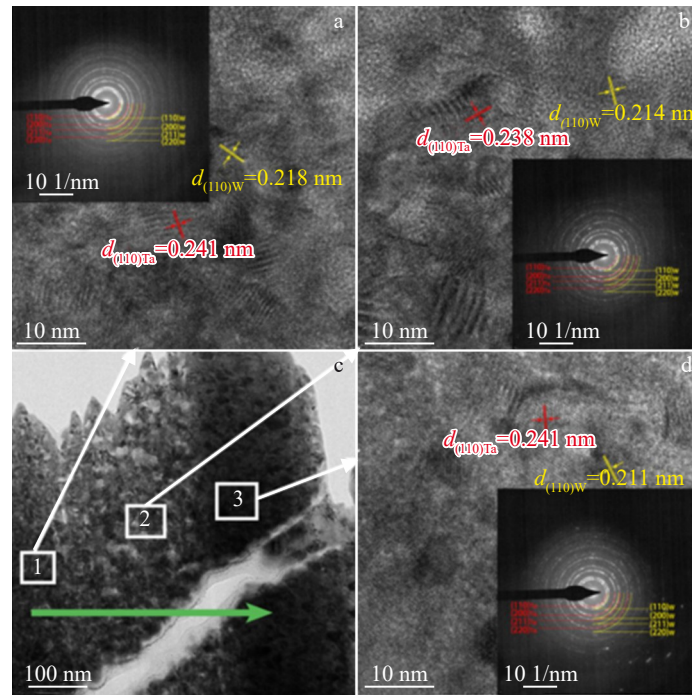


图8 Ta-W 涂层界面的 TEM 形貌及其相应的选区电子衍射

Fig.8 TEM morphology of Ta-W coating interface (c) and its corresponding SAED patterns (a-b, d) [48]

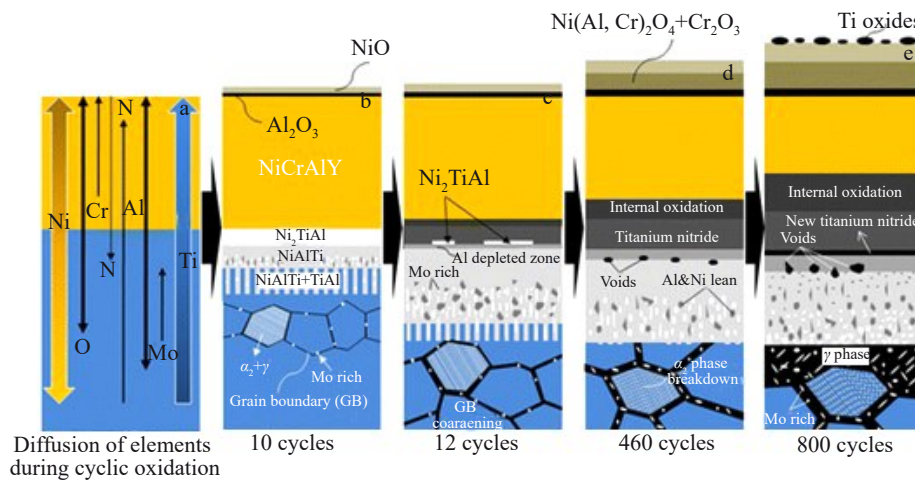


图9 TiAl 合金/NiCrAlY 涂层界面互扩散示意图

Fig.9 Inter-diffusion schematic diagram of interface of TiAl alloy/NiCrAlY coating [49]

环氧化后反应生成的 TiNi 层对 Ni 元素的向内扩散形成有效阻挡,内扩散区域的生长速率减缓,该 TiNi 层发挥出类同于扩散障的阻隔作用 [49]。

TiAl 合金表面制备的 MoSiAlY 改性层在高温环境下氧化 20 h 后形成的氧化产物主要是 MoO₂、TiO₂ 和 Al₆Si₂O₁₃, 并且氧化层中存在孔洞和裂纹,但 100 h 氧化后孔洞和裂纹逐渐消失(图 10),生成以 SiO₂ 和 Al₂O₃ 为主的氧化膜,上述反应伴随体积膨胀,能够有效地抑制基体元素向外扩散,增强 TiAl 合金的抗高温氧化性 [30]。

高熵合金涂层的抗氧化机制结合了热力学和动力学调控、氧化膜结构调控及活性元素界面强化等多项机制,

可形成多层次防护体系。通过第一性原理计算证实 CrHfNbTaTiN 高熵氮化物涂层在温度高于 670 K 时,吉布斯自由能 $\Delta G < 0$,形成了热力学稳定的固溶体结构,为高温抗氧化性能的提升提供了结构基础。同时,Hf 的高熔点特性增强了氧化膜的高温稳定性,Cr 则保证了氧化膜的致密性,两者结合使涂层可持续保持优异的抗氧化性能。AlCoCrFeNi 渗层中 Al 与 Cr 原子比优化后,可在高温下优先形成 Al₂O₃-Cr₂O₃ 复合氧化膜,其中 Al₂O₃ 提供致密阻挡层,Cr₂O₃ 缓解膜层内应力,二者协同可提升氧化膜的稳定性。热力学计算表明,多主元体系中 Al、Cr 的氧吸附能低于 Ti、Fe 等元素,从而可以优先与氧结合形

成保护性氧化膜^[50]。高熵合金的缓慢扩散特性是延缓氧化动力学的关键,主要由多组元原子半径差异导致的晶格畸变引起,如AlCoCrFeNi中Al与其他元素的原子半径差达11%,原子扩散能垒的增加使得其扩散速率降低。AlCoCrFeNi渗层在900℃氧化100h后,氧化膜厚度仅为12μm,远低于基体的280μm,印证了扩散抑制效果^[51]。

高熵合金涂层中多组元鸡尾酒效应使氧化产物呈现协同强化特征,TaNbCrTi渗层中Cr元素可促进致密氧化物层(CrTaO₄、CrNbO₄)的形成^[51],而Ti元素可提升氧化膜的附着力,两者协同解决了单一Nb、Ta氧化物疏松易剥落的问题。此外,稀土的活性调控作用不可忽视,TiAl合金表面制备的NiCoCrAlY涂层中Y元素可通过在膜基界面偏聚产生钉扎效应,避免涂层在热循环过程中的剥落,同时也可阻碍氧向基体内部扩散,使氧化速率降低近25%^[52]。

4.8 复合涂层

TiAl合金表面复合涂层的制备一般先采用双辉等离子渗技术在基体表面预制一层物化性能与基体较为匹配的中间过渡层,然后采用磁控溅射、离子镀等技术在再制

备金属涂层或陶瓷涂层,这种复合涂层中间过渡层的结构设计可减少氧化过程中基体及涂层关键元素的损耗,进而增强基体在高温服役环境下的稳定性与使用寿命^[53-54]。在Ti₂AlNb合金表面,先通过双辉等离子渗Cr形成28μm厚的扩散层与5μm厚的Cr沉积层,再采用磁控溅射镀铝方法形成10μm厚的Al沉积层和20μm厚的Al-Cr合金层,复合涂层总厚度可达63μm。Al和Cr元素含量从表层到基体呈梯度下降趋势,这种梯度结构可缓解Ti₂AlNb合金基体与单一渗Cr或渗Al层之间热膨胀系数差异,减少氧化过程中的热应力开裂风险。同时,从扩散动力学角度来看,双辉等离子渗Cr形成的晶格畸变可增大氧扩散能垒,而磁控溅射形成的Al层可为氧化初期提供充足Al源,优先形成致密的Al₂O₃层,750℃氧化100h后,复合涂层的氧化增重(0.92mg/cm²)仅为基体(2.72mg/cm²)的1/3^[55]。结合双辉等离子渗与磁控溅射构建的梯度涂层可形成连续抗氧化屏障,具有良好的抗高温氧化效果。

研究发现,通过YSZ陶瓷隔热层与NiCr层选择性氧化形成的扩散屏障层可缓解膜基热膨胀失配,从而提升

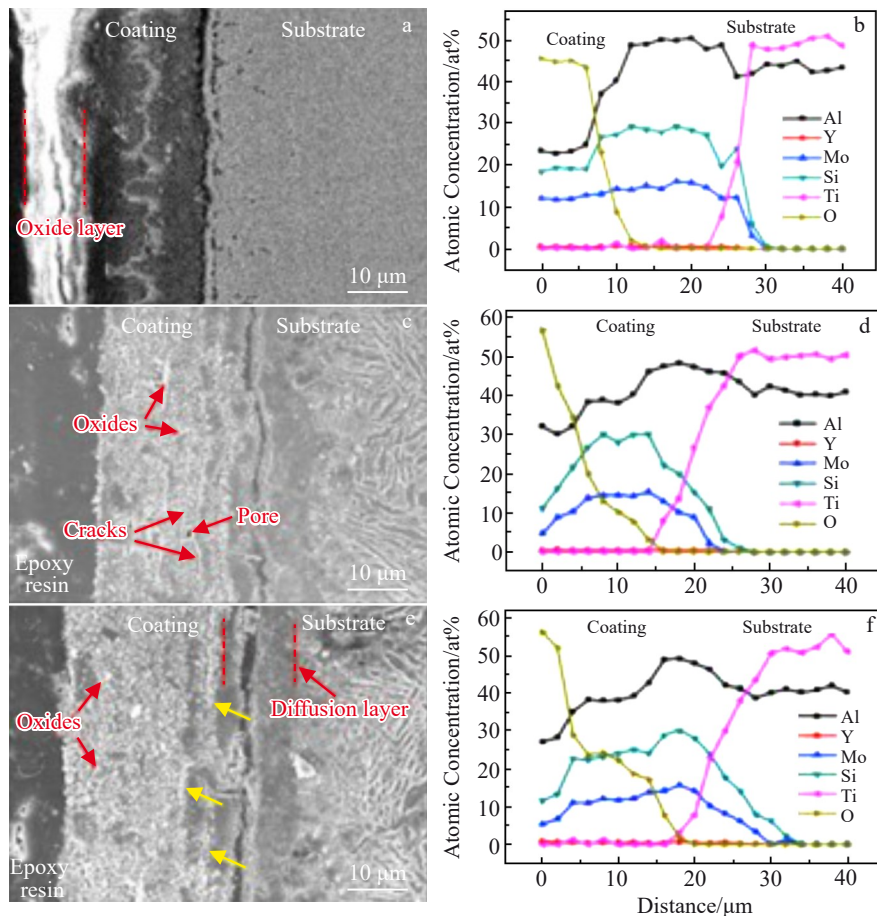


图10 TiAl合金表面MoSiAlY渗层高温氧化截面形貌及EDS元素线扫描

Fig.10 Cross-section morphologies (a, c, e) and EDS element line scanning (b, d, f) of MoSiAlY coating on γ -TiAl alloy surface during oxidation test at high temperature^[30]: (a-b) 5 h, (c-d) 20 h, and (e-f) 100 h

γ -TiAl 合金的抗高温氧化性能。通过双辉等离子表面合金化技术先在 γ -TiAl 合金表面制备 8 μm 厚的 NiCr 过渡层,再采用多弧离子镀技术制备 13 μm 厚的 YSZ 陶瓷层, NiCr/YSZ 复合涂层在 850 $^{\circ}\text{C}$ 氧化过程中,过渡层中的 Cr 优先氧化生成 Cr_2O_3 为主的热生长氧化层(TGO 层),氧化 100 h 后, TGO 层生长速率为 0.02 $\mu\text{m}/\text{h}$, 仅为单一离子镀涂层的 1/3。950 $^{\circ}\text{C}$ 氧化 100 h 后, TGO 层中 Cr 含量保持在 25at% 以上, 确保了 Cr_2O_3 层的连续性。YSZ 表层仍由 t-ZrO₂ 和 c-ZrO₂ 相组成, 并未发生相转变, 表明 NiCr 中间层可有效阻挡基体与表层的元素互扩散。当氧化温度提升至 1050 $^{\circ}\text{C}$ 并持续 100 h 后, 涂层表面出现大量微裂纹, 完整性遭到破坏^[56]。此外, 热震试验结果显示, 随着热震循环次数的增加, 涂层表面的微裂纹区逐步扩展, 最终在 YSZ 层与 NiCr 合金层界面处形成 TGO 层, TGO 层的持续生长会进一步加剧界面应力累积, 最终导致涂层开裂失效, NiCr/YSZ 涂层在 48 次热震循环后剥落面积可达 5%^[57]。

4.9 基于第一性原理的合金化渗层强化机制

原子占位倾向与空位形成能是影响合金层形成及等离子合金化过程中元素扩散的核心因素, 基于第一性原理的密度泛函理论(DFT)计算能够精准预测合金元素在 TiAl 基体中的优先占位位点, 量化空位形成能的变化规律。

TiAl 合金的晶体结构为典型的 L1₀ 超点阵结构, 合金元素的占位倾向直接影响其与基体的相容性及扩散行为。同时, 渗入的金属原子主要依赖空位机制进行扩散, 空位形成能的大小直接决定扩散速率^[58]。DFT 计算结果表明, Ta、W、Nb 等渗入元素在 γ -TiAl 基体中均优先占据 Al 位, 而非 Ti 位, 且均可降低空位形成能。在 Ta-W 二元渗层体系中, 两种元素协同优先占据 Al 位, 空位形成能较基体降低约 10%, 从双辉等离子渗制备的 Ta、Nb 及 Ta-W 渗层 EDS 线扫描结果表明, 合金层中 Ta、W、Nb 元素从表面向基体呈梯度分布, 扩散层厚度达 10~12 μm , Ta-W 渗层与基体的结合力达 71 N, 且渗层无明显孔洞、裂纹等缺陷^[23,45], 这一现象正是由于合金元素优先占据 Al 位后导致晶格畸变, 降低了空位形成的能量壁垒, 促进了与基体元素的互扩散。类似地, 对于 Nb-C 复合体系, DFT 计算揭示 Nb 优先占据 Al 位, 而 C 原子倾向于占据晶格间隙位置, 二者形成协同占位模式, 使空位形成能进一步降低 12%, 为元素扩散提供更有利的动力学条件, Nb、C 共渗形成的渗层厚度是单独渗碳层厚度的 3 倍^[39]。

基于第一性原理的密度泛函理论(DFT)在合金氧化过程中的应用主要集中于 2 个核心方向:(1)氧原子在金属表面的吸附行为:当氧气分子在特定外界条件下与金属表面发生碰撞作用时, 首先会在金属表面形成物理吸附, 部分吸附原子随后会化学吸附于金属表面的特定位

点之上;(2)氧原子在金属内部的扩散规律:随着表面吸附氧原子数量的增加, 氧元素浓度分布不均或温度梯度变化会驱动氧原子在金属晶格间隙位置发生扩散迁移^[59]。DFT 计算通过量化氧原子的吸附行为与电子结构变化, 揭示了合金化渗层的氧化抑制机制。

γ -TiAl 基体的高温氧化失效源于氧原子优先与 Ti 结合形成疏松的 TiO₂ 层。DFT 计算表明, γ -TiAl 基体中 O 原子优先吸附于 fcc-Al/hcp-Al 位点, 这些位点周围 Ti 原子密度较高, 吸附能为 -5.39~-5.51 eV, 导致 Ti-O 键易形成。同时, 电子结构是决定元素成键特性的核心因素, DFT 计算通过态密度与电荷密度分析, 揭示了合金化元素调控氧化反应的电子机制。 γ -TiAl 基体中, Ti 的 3d 轨道在费米能级处具有高活性, 与 O 的 2p 轨道易发生杂化从而促进 Ti-O 键形成, 与之对应表现在 γ -TiAl 基体在 800~900 $^{\circ}\text{C}$ 下氧化时, 氧化动力学曲线呈“直线-抛物线”交替规律, 氧化产物以 TiO₂ 为主, 氧化膜疏松易剥落^[58,60]。而 Ta、W、Nb 等元素渗入后, O 原子的吸附位点会发生显著转变, 优先吸附于 hcp-Ti/hcp-Al 位点, 吸附能降低至 -5.43~-5.62 eV, 这一转变减少了 O 原子与 Ti 原子的接触概率, 从而抑制 TiO₂ 的生成。同时, 这些元素的 5d 轨道与 O 的 2p 轨道形成强杂化, 抑制了 Ti 的 3d 轨道与 O 的 2p 轨道杂化, 这种电子结构的变化从本质上削弱了 Ti 与 O 的成键能力, 增强了 Ta、Nb 等元素与 O 的结合能力, 从而促进致密氧化膜的形成, 与之对应表现在 Nb、Ta、Ta-W 等渗层试样的氧化动力学曲线呈单一抛物线规律, 800~900 $^{\circ}\text{C}$ 下氧化增重为基体的 40%~45%, 氧化产物以致密的 Ta₂O₅、AlTaO₄ 或 Nb₂O₅ 为主, TiO₂ 生成量显著减少^[23,45]。

5 双辉等离子耐磨强化层

TiAl 合金硬度较低, 在服役过程中易发生严重磨损, 双辉等离子表面合金化技术是提高 TiAl 合金磨损性能的有效途径。单组元渗和双组元渗是双辉等离子表面合金化技术选用较多的渗层体系。目前已实现 Cr、Mo、Nb、Ta 等单元渗层, Cr-W、Cr-Si、Zr-Y、W-Mo 等二元渗层, Cr-Nb-Si、Mo-Si-Ti、CrCoNiAlTiY、(TaNbZr)N、(TaNbZr)C 等多元共渗层以及与渗碳、渗氮组成的复合渗层。

5.1 单元渗

在 γ -TiAl 合金表面制备的双辉等离子渗 Cr 层主要由 Cr、Al₃Cr₅、TiAl 和 Ti₃Al 相组成, 渗层厚度可达 35 μm , 表面硬度最高可达 980 HV_{0.1}。在室温摩擦磨损测试中, 渗 Cr 后基体的平均摩擦系数由 0.55 降低至 0.15, 磨痕宽度和磨痕深度均显著降低^[61]。Ti₂AlNb 合金双辉等离子渗 Mo 后可形成厚度 100 μm 的渗 Mo 层, 主要由 Al₃Mo 相及纯 Mo 组成, 室温下的平均摩擦系数仅为 0.085^[62]。

TiAl合金表面双辉等离子渗Nb后可形成厚度为20 μm 的渗层^[63],渗层中 AlNb_2 、 AlNb_3 及 AlNbTi_2 作为硬质第二相起到沉淀强化作用,渗Nb后的TiAl合金室温下的磨损率仅为基体的1/56。对比 γ -TiAl合金经双辉等离子渗Ta层和渗Nb层的硬度及高温磨损性能发现,渗Nb层的表面硬度为693 $\text{HV}_{0.1}$,渗Ta层的表面硬度为776 $\text{HV}_{0.1}$,二者在0~500 $^\circ\text{C}$ 的高温磨损机制均是磨粒磨损并伴随氧化磨损(图11),磨损率分别为基体的25%和23%, γ -TiAl合金的高温磨损性能得到显著增强^[23]。

5.2 二元渗

二元渗层的耐磨强化机制主要分为固溶强化(W、Mo、Zr等渗层)和第二相强化(Cr、Si等渗层)2类,W、Mo的晶体结构均为体心立方结构,二者可与Ti、Al元素形成固溶强化相,在高温环境下仍可保持组织稳定性,进而实现对TiAl合金的强化。对比 γ -TiAl合金渗W、渗Mo及W-Mo共渗处理后的表面硬度与摩擦磨损性能发现,W-Mo共渗层的表面硬度、纳米硬度及摩擦系数介于单元渗W层与渗Mo层之间,该共渗层同步兼具渗Mo层的润滑特性与渗W层的高硬耐磨特性^[23],通过调控靶材中W、Mo元素的配比可实现对W-Mo共渗层硬度与韧性的精准调控。Zr与Ti的点阵结构和原子半径相近,Zr元素与 α -Ti和 β -Ti可无限互溶形成置换固溶体,从而对TiAl合金起到固溶强化作用。

Cr-W共渗层含有W、 Al_5W 和 AlTi 等增强相,兼具良好热稳定性和高硬度,在500 $^\circ\text{C}$ 下Cr-W共渗层的磨损率为基体的1/5,摩擦系数(约0.5)也明显小于基体的摩擦系数(约0.75)^[64]。Si在高温下易与Ti、Al结合形成具有较高硬度的 Ti_5Si_3 、 TiSi_2 、 $\text{Ti}_2\text{Al}_3\text{Si}_{12}$ 等增强相,Cr原子较高的离子化率也可在一定程度上解决Si原子离子化率低的问题,

在TiAl合金表面制备的Cr-Si共渗层表面硬度为850 $\text{HV}_{0.1}$,Cr-Si共渗层主要由 Ti_5Si_3 硬质相和 SiO_2 硬质相组成的外层以及具有良好强韧性的合金化内层构成,经500 $^\circ\text{C}$ 高温磨损测试,Cr-Si共渗层的失重量仅为基体的1/26,基体的磨损性能大幅提升^[65]。

5.3 多元共渗

TiAl合金表面制备的主要由 $(\text{Ti},\text{Mo})_5\text{Si}_3$ 相组成的Mo-Si-Ti改性层在具备高硬度(1488 HV)的同时仍能保持较高的弹性模量(278 GPa),在25~500 $^\circ\text{C}$ 范围内均表现出优异的耐磨性能^[29]。Cr-Nb-Si渗层也有类似的性能报道,Cr-Nb-Si渗层中的强化相主要是 Cr_2Nb ,作为一种高硬度、高熔点的Laves相, Cr_2Nb 在高温下可形成致密氧化膜,在TiAl合金表面制备的Cr-Nb-Si渗层硬度可达1093 HV ,在500 $^\circ\text{C}$ 的高温磨损条件下Cr-Nb-Si渗层的磨损率仅为基体的1/6^[46]。

采用双辉等离子表面渗制备的高熵合金等多元改性渗层的耐磨强化依靠成分调控+结构优化+界面防护的多级协同效应来实现。通过靶材成分调控及工艺参数优化,在TC18钛合金表面制备出 CoCrFeNiAl 高熵合金渗层,渗层以fcc固溶体为主相,辅以少量 Ni_3Al 和 Al_8Cr_5 金属间化合物,形成“韧性基体-硬质强化相”复合体系,可显著提升涂层硬度(12.66 GPa)。fcc固溶体中Al与Co、Cr的原子半径差可引发显著晶格畸变,阻碍位错运动。同时,结合空心阴极效应增强等离子体溅射与高能粒子轰击,使沉积层表面晶粒细化至纳米级(5~10 nm),沉积层至扩散层晶粒尺寸的连续过渡可缓解渗层界面的应力集中。此外,Cr、Al等元素形成的致密氧化膜也可显著提升基体腐蚀防护能力^[66]。

采用双辉等离子表面合金化技术在 γ -TiAl合金表面

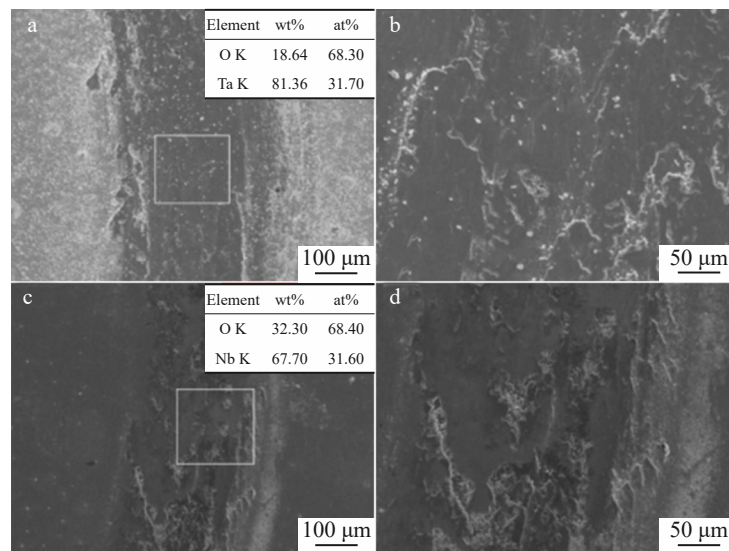


图11 TiAl合金表面渗Nb层和渗Ta层在500 $^\circ\text{C}$ 下的磨痕形貌与磨痕表面成分

Fig.11 Morphologies and compositions of wear marks of different coatings on TiAl alloy surface at 500 $^\circ\text{C}$: (a–b) Ta and (c–d) Nb^[23]

制备主要由 AlCr_2 、 σ -NiCoCr、 γ -TiAl 和 γ' -Ni₃Al 等相组成的 CrCoNiAlTiY 多元改性层, 其中, AlCr_2 、 γ -TiAl 和 γ' -Ni₃Al 为高硬度的金属间化合物, 可直接作为弥散强化相阻碍位错运动, 显著提升涂层整体硬度(从基体的 4.3 GPa 提升至 10.3 GPa), σ -NiCoCr 相兼具良好的韧性与耐磨性, 平衡了高硬度带来的脆性风险, CrCoNiAlTiY 多元改性层的 H/E 比值(硬度/弹性模量)是基体的 3.5 倍, 大幅增强了其抗塑性变形能力, 减少了摩擦过程中因材料塑性流动、脱落形成磨屑的概率, 从源头抑制磨粒磨损的发生。多元改性层因高硬度、高抗变形能力, 磨损机制由基体的磨粒磨损和氧化磨损为主, 转变为轻微粘着磨损, 磨痕表面仅出现细小凹坑, 无明显沟槽, 磨屑主要来自对磨副的氧化产物, 渗层自身损失极少, 比磨损率降至 $0.9 \times 10^{-4} \text{ mm}^3 \cdot (\text{N} \cdot \text{m})^{-1}$, 较基体降低 80%^[13]。

通过精准调控 C/N 原子比可在钛铝合金表面制备 CrHfNbTaTiCN 改性层, 改性层为 fcc 固溶体结构, C 原子的间隙固溶与 N 原子的置换固溶协同作用, 既加剧晶格畸变(原子半径差异导致局部应力场), 阻碍位错运动, 又避免高含量 C 导致的涂层脆性开裂, 兼顾硬度(2667 HV)与韧性, CrHfNbTaTiCo_{0.34}N_{0.1} 涂层在 500 °C 下磨损率较纯碳化物涂层降低 57.3%。沉积层表面晶粒尺寸小于 5 nm, 细晶结构大幅增加晶界密度, 可显著提升抗犁削与抗塑性变形能力。此外, 在 25~500 °C 的摩擦过程中, 涂层表面形成厚度小于 5 μm 、组成相主要为 HfO₂、Nb₂O₅、Ta₂O₅ 等硬质氧化物的致密氧化膜, 该氧化膜可降低摩擦系数及隔绝磨粒与基体直接接触, 将基体的磨粒磨损+粘着磨损的主导机制, 转变为涂层的轻微粘着磨损^[67]。

5.4 复合渗

采用双辉等离子表面合金化技术可实现渗金属与渗 C、N、B 等元素的二元或多元复合改性处理, 赋予 TiAl 合金更优的耐磨损性能。在 γ -TiAl 合金表面制备的 Cr/CrC 双层复合改性层由金属 Cr 层与硬质 CrC 陶瓷相构成, 其耐磨性能显著优于单层结构改性层; 在室温与 500 °C 高温环境下, Cr/CrC 双层复合改性层的摩擦系数分别为 0.2 和 0.175, 仅为 γ -TiAl 基体的 35% 和 22.2%, CrC 在高温下通过脱碳反应形成致密的 Cr₂O₃ 保护膜, 可提高基体在高温下的磨损性能^[68]。W-C 复合渗层主要包含 W₂C、TiC 等高熔点相, 在室温和 450 °C 环境中, W-C 复合渗层的摩擦系数远小于 γ -TiAl 基体, 磨损率仅为基体的 26%^[66]。高熵氮化物以其优异的综合性能已成为替代传统氮化物耐磨涂层的理想选材, 采用双辉等离子表面合金化技术制备的 CrHfNbTaTiN 高熵陶瓷涂层与基体的结合力约为 40 N, 高温(700 °C)磨损率约为基体的 1/3^[69]。

除了与渗氮和渗碳复合, 双辉等离子渗金属还可与渗氧相结合形成强化层。采用先渗 Ni-Cr 再渗 O 的方法可在 γ -TiAl 合金表面获得厚度为 25 μm , 由 Ni₂Ti₄O、

Cr₂O₃ 和 NiTi₂ 等氧化物构成的复合渗层, 复合渗层在室温与高温条件下摩擦系数分别为 0.29 和 0.32, 明显低于单一 Ni-Cr 二元共渗表面的摩擦系数, 同时其磨损量和比磨损率也低于 Ni-Cr 二元共渗层, 均表现出优异的耐磨性能^[68]。采用双辉等离子渗技术通过精准调控氧含量在钛合金表面制备出 TiZrHfMoW-O 改性层, 在硬质氧化物相形成的同时氧原子间隙融入 bcc 晶格, 导致晶格膨胀畸变(晶格参数从 0.308 nm 增至 0.315 nm), 最终形成由韧性 bcc 金属相、硬质化相尖晶石型 HEO 高熵氧化物相和 fcc 氧化物相组成的改性层。同时渗层沿厚度方向从靠近基体的约 20 nm 等轴晶, 逐渐过渡至外层的约 2 nm 超细晶, 细晶强化可显著提升硬度, 改性层最大硬度达 22.8 GPa, 是无氧涂层的 2.4 倍, H/E 比值(硬度/弹性模量)是无氧涂层的 2 倍^[70]。

Cr-Nb-Si、CrCoNiAlTiY 等多元共渗层以及同渗氮、渗碳、渗氧结合的复合渗层在磨损工况下更具有应用潜力, 但此类渗层的制备工艺较为复杂, 需精确控制多环节参数, 如温度、电压、气压、时间等, 复合渗层的性能往往会受到设备稳定性、靶材成分及环境等因素的影响。此外, 由于金属元素扩散速率不同, 复合在制备过程中易出现元素分布不均匀, 影响渗层的性能。复合渗层要具备良好的耐磨性能还需有一定的厚度, 但渗层过厚会导致应力集中和剥落失效等问题, 如何精确控制复合渗层的厚度也是亟待解决的问题。

6 双辉等离子表面抗热腐蚀改性层

双辉等离子表面合金化层在高温下可形成完整致密的氧化膜从而有效阻挡高温熔盐腐蚀介质进入基体, 提高 TiAl 合金抗热腐蚀性能^[71]。在 TiAl 合金表面结合双辉等离子渗与离子镀技术制备出的 Cr-Al 复合涂层在 750~850 °C 的 Na₂SO₄ 熔盐中具备优异的抗热腐蚀性能^[72]。Al 外层氧化形成的 α -Al₂O₃ 可阻挡外部 O 的扩散, 内层 Cr 元素可取代 Ti 形成具有 Laves 相结构的 Ti(Cr, Al)₂, 其较低的渗透性可保持氧化膜的热稳定性。在 900 °C 的 Na₂SO₄ 熔盐中 Cr-Al 复合涂层表面 Al₂O₃ 保护膜会产生碱性溶解并析出, Cr₂O₃ 内层发生溶解导致孔洞及裂纹产生, 导致 Cr-Al 复合涂层防护功能失效。

金属 Ta 及其合金具备耐腐蚀性、焊接性和高温稳定性^[73], 利用双辉等离子在 TiAl 合金表面制备 Ta 渗层具备明显技术优势, TiAl 合金渗 Ta 后在 800 °C、75%Na₂SO₄+25%NaCl 的熔盐中表面会产生具有良好热稳定性的 AlTaO₄ 和 β -Ta₂O₅ 复合氧化膜, 从而阻隔 S、Cl 和 O 的侵蚀, 极大改善 TiAl 合金的抗热腐蚀性能^[74]。

除形成稳定致密的氧化膜外, 涂层的结合强度也是影响基体抗热腐蚀性能的关键因素。通过双辉等离子表面合金化技术制备的 Mo-Si-Ti 改性层^[29], 其物相主要由

(Ti,Mo)₃Si₃相构成,该改性层与TiAl基体界面可形成连续的元素梯度分布,Mo-Si-Ti改性层在Na₂SO₄+NaCl混合熔盐环境中可形成难以熔解的SiO₂/TiO₂复合氧化膜,增强TiAl合金的抗热腐蚀性能。

综上所述,各类双辉等离子渗层的性能差异源于元素特性、强化机制与渗层结构的协同作用。如表2所示,Zr-Y渗层在750~850℃范围内兼具性价比与良好的抗高温氧化性能。W-Mo共渗层兼具渗Mo层的优异润滑特性与渗W层的高硬耐磨性能以及耐蚀性^[77]。Ta渗层在800℃的熔盐中仍保持良好的耐热腐蚀性能。多元渗层基于固溶强化、第二相强化、细晶强化以及氧化膜自修复机制,渗层综合性能更优,适配宽温域服役范围,但多组元渗层的制备工艺复杂、成分调控难度大制约了其工程

化应用。将双辉等离子表面合金化技术与磁控溅射技术、离子镀技术结合制备的复合涂层短期可耐受1000℃高温,但长期服役需关注层间应力与元素扩散问题。此外,双辉离子渗金属技术相较于固体粉末包埋渗金属,更具渗速快、耗时短、能耗低、污染小的优势。钛合金表面双辉等离子渗铬在1050℃条件下的渗层平均生长速率大约为10 μm/h,而钛合金包埋渗铬至少要在1250℃条件下才能实现,且渗层平均生长速度仅为5 μm/h^[78]。Cr-Al包埋渗层在1150℃条件下的平均生长速率大约为2 μm/h^[79],可预见在如此高的保温温度下势必会造成工件发生较大变形,影响钛合金零件尺寸精度,但目前涉及扩渗温度与TiAl构件形变可控化的研究较少,可用于指导工程化应用的扩散温度-渗层结构-零件精度的匹配性

表2 双辉等离子表面合金化渗层的强化机制及其优缺点对比表

Table 2 Advantage, disadvantage, and strengthening mechanism of DGPSA coating

	Strengthening mechanism	Advantage	Disadvantage
Cr ^[34]	Strengthening mechanism is mainly based on solid solution strengthening, and excessive Cr forms Laves phases such as TiCr ₂ and Cr ₂ Ti, resulting in precipitation strengthening.	Hardness of diffusion layer can reach 1000 HV, and it has excellent wear resistance.	High-temperature oxidation performance decreases sharply above 900 °C.
Nb ^[23,38-39]	Strengthening mechanism is mainly based on solid solution strengthening, and it is easy to form AlNb ₂ and NbC with elements such as Al and C, resulting in second phase strengthening.	It has good compatibility between elements and matrix, and is easy to form formation of multiple infiltration coatings.	Surface hardness of a single Nb infiltrated coating is about 690 HV and it need high cost.
Zr ^[28,40]	Solution strengthening	Zr-Y diffusion coating has good high-temperature oxidation resistance within 850 °C.	Surface hardness of a single Zr infiltrated coating is about 610 HV.
Mo ^[22,41-42]	Solution strengthening	The W-Mo infiltration coating combines the excellent lubrication characteristics of the Mo infiltration coating with the high hardness and wear resistance of the W infiltration coating.	Single Mo infiltration coating easily forms volatile MoO ₃ at high temperatures, resulting in poor high-temperature oxidation resistance.
W ^[22,44]	Solution strengthening	High hardness W-infiltration coating can maintain structural stability at 500 °C and has good high-temperature wear resistance.	Gradient of composition at the interface between the infiltration coating and the matrix varies greatly, increasing the risk of cracking in the infiltration coating.
Ta ^[20,23]	Solution strengthening	Good heat and corrosion resistance in a molten salt environment at 800 °C	Low splash rate and high cost
Multi permeable coating ^[46,75-76]	Solution strengthening, second phase strengthening, fine grain strengthening, and self-healing of oxide film	Balanced comprehensive performance and adaptability to a wide temperature range	Complex process and difficult composition control
Composite coating ^[56-57]	Hard phase strengthening (carbon and nitride)	Strong functional complementarity and long-term protection against extreme environments	Interlayer stress accumulation and cracks at high temperatures.

研究尚未见报道。

7 结果与展望

双辉等离子表面合金化技术作为一种高效先进的表面处理技术,在高温防护领域具备广阔的应用前景,目前已从单元渗层发展到多元渗层、渗镀复合涂层,可显著提升 TiAl 合金抗氧化、耐磨、耐热腐蚀等性能,且双辉等离子渗金属技术相较于包埋渗金属具备渗速快、耗时短、能耗低、污染小的优势。但双辉等离子渗技术仍存在一些问題尚需解决:

1) 双辉等离子渗过程中各组元间存在竞争吸附、相互抑制或促进作用,加之不同元素的溅射产额、扩散系数存在明显差异,导致多组元共渗时易出现表面贫化、界面富集或晶界偏聚,造成低熔点组元易优先溅射流失,高熔点组元在表层堆积,从而难以精准调控多组元渗层成分。

2) 在等离子体非平衡条件下,界面易形成非晶相、亚稳相或脆性金属间化合物,同时由于沉积与扩散过程不匹配,会使界面出现“台阶状”成分突变,而非理想的梯度过渡,导致界面存在物理沉积层与扩散层的弱结合界面,高温下易发生剥落失效。

3) 目前关于 TiAl 合金双辉等离子表面合金化渗层的热循环、热震或实际工况下的长期稳定性还有待更多报道,以便准确评估渗层的工程适用性。

结合上述研究进展以及存在问题,对双辉等离子渗技术未来的发展趋势进行以下展望:

1) 构建多组元协同调控体系,针对不同组元的溅射产额、扩散系数差异设计靶材成分及工艺,实现源极电压及电流的精准匹配,抑制低熔点组元流失与高熔点组元堆积。借助多尺度耦合模拟量化组元竞争吸附、相互抑制机制,建立工艺参数-成分分布-相组成的定量关联模型,实现从试错优化到正向设计的转变。

2) 发展梯度过渡层精准构筑与非平衡相调控技术,通过预溅射打底与分步升温扩散的复合工艺,缓解渗层热膨胀失配与应力集中,实现渗层中成分连续过渡;优化等离子体能量参数以调控非平衡相形成过程,达到抑制脆性金属间化合物生成,提升界面结合强度的目的。

3) 开展渗层复杂工况下的性能评估与机理研究,系统开展渗层在热循环、热震及实际服役环境中的长期演变规律研究,明确成分扩散、相结构转变与性能退化的关联机制,建立服役寿命预测模型,推动该技术在航空航天等高端零部件上的工程化应用。

参考文献 References

[1] Qu Jing(屈静), Xie Faqin(谢发勤), Wu Xiangqing(吴向清) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(10): 3929

[2] Xu R R, Li M Q, Zhao Y H. *Journal of Alloys and Compounds*[J],

2023, 932(1): 167611

[3] Wang Pengjia(王鹏家), Li Xiaobing(李小兵), Peng Baoying(彭宝营) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(9): 2513

[4] Hao Q R, Li Y Q, Li N et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(11): 2739

[5] Lv Wei(吕威), Li Xuan(李轩), Wei Zekun(位泽坤) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J] 2023, 52(12): 4276

[6] Wang Yuanhong(王元红). *Study on the Microstructure and High-Temperature Properties of Ti₂AlNb Alloy Micro-arc Oxide Ceramic Coatings*(Ti₂AlNb 合金微弧氧化陶瓷涂层的组织结构与高温性能研究)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014

[7] Xu Yi(徐一). *Preparation and Performance of Al₂O₃/Al Gradient Thermal Protective Coating on γ -TiAl Surface*(γ -TiAl 表面 Al₂O₃/Al 梯度热防护涂层的制备及其性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015

[8] Lv Yazhong(吕亚忠). *Research on NiCr/YSZ Coating Process and High-Temperature Corrosion Performance of Multi-Arc Ion Plating on γ -TiAl Surface*(γ -TiAl 表面多弧离子镀 NiCr/YSZ 涂层工艺及高温腐蚀性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019

[9] Zhang M, Zhu L, Wang J F et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24(5): 3423

[10] Zhang Da(张达), Ye Kai(叶凯), Tang Zhenggang(唐政刚) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2021, 31(7): 1907

[11] Shan Xiaolin(单小林). *Preparation and Property Research of Zr, Mo Alloy Layers on the Surface of TiNi Alloy*(TiNi 合金表面 Zr、Mo 合金层的制备及其性能研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2016

[12] Li Chengming(李成明), He Zhiyong(贺志勇), Xu Zhong(徐重) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2000, 10(2): 1837

[13] Qiu Z K, Zhang P Z, Wei D B et al. *Tribology International*[J], 2015, 92(12): 512

[14] Hua Yunfeng(华云峰), Li Zhengxian(李争显), Huang Chunliang(黄春良) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(11): 2013

[15] Wan Shude(万树德), Wang Hai(汪海). *Journal of Materials and Metallurgy*(材料与冶金学报)[J], 2013, 12(2): 81

[16] Xu Zhong(徐重). *Heat Treatment*(热处理)[J], 2020, 35(6): 14

[17] Chen X H, Zhang P Z, Wei D B et al. *Materials Letters*[J], 2018, 215(3): 292

[18] Shen Xianyu(沈仙雨). *Chemical Engineering Design Communications*(化工设计通讯)[J], 2016, 42(10): 37

[19] Zhang M, Zhu L, Wang J F et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023 24(5): 3423

[20] Wei D B, Zhang P Z, Yan Y Q et al. *Oxidation of Metals*[J], 2019, 92(7): 337

- [21] Chen X H, Ding F, Zhang P Z *et al.* *Materials at High Temperatures*[J], 2020, 38(2): 83
- [22] Huang Cong(黄聪). *Preparation and Properties of W-Mo Modification Coating on γ -TiAl by Double Glow Plasma Surface Alloying Technology*(γ -TiAl双辉等离子W-Mo共渗工艺及改性层性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2017
- [23] Zhang Libo(张李波). *Preparation and Properties of Ta, Nb Alloyed Layer on γ -TiAl By Plasma Surface Alloying Technology* (γ -TiAl合金表面等离子Ta、Nb合金化及性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2018
- [24] Shen H H, Liu L, Liu X Z *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2016, 388(12): 126
- [25] Lin N M, Zhang L X, Zou J J *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2019, 493(11): 747
- [26] Zhang Xiang(张翔). *Study on the Microstructure and Properties of Nitrogen/Ta-C Composite Protective Coatings on 316L Stainless Steel Surface*(316L不锈钢表面渗氮/Ta-C复合防护涂层微观组织及性能研究)[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2024
- [27] Yu S W, You K, Liu X Z *et al.* *Surface Review and Letters*[J], 2016, 23(4): 1650017
- [28] Zhu Yimin(朱艺敏). *Preparation and Properties of Zr-Y Modification Coating on γ -TiAl by Double Glow Plasma Surface Alloying Technology*(γ -TiAl双辉等离子Zr-Y共渗工艺及改性层性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2016
- [29] Li Fengkun(李逢昆). *Study on the Microstructure and Properties of γ -TiAl Alloy and Glow Plasma Grown Mo-Si-Ti Alloying Layer*(γ -TiAl合金及其表面辉光等离子Mo-Si-Ti合金层的组织及性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2023
- [30] Xu Y, Shi P F, Qiu J *et al.* *Vacuum*[J], 2019, 165(7): 148
- [31] Sun Y Y, Miao Q, Liang W P *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2025, 689(4): 523
- [32] Raluca P, Simone F, Michael S. *Intermetallics*[J], 2015, 56(1): 14
- [33] Wang D S, Zhou X H. *Materials Research Express*[J], 2019, 6(12): 1265
- [34] Hu Rongyao(胡荣耀), Liang Wenping(梁文萍), Miu Qiang(缪强) *et al.* *Heat Treatment*(热处理)[J], 2016, 31(1): 15
- [35] Zu R J, Wang W B, Lin N M *et al.* *Materials Letters*[J], 2024, 370(9): 307
- [36] Wu H Y, Zhang P Z, Zhao H F *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2011, 257(6): 1835
- [37] Sun Dingbang(孙定邦). *Preparation of Ti and Nb Coatings on the Surface of High Nb-TiAl Alloys and Their Diffusion Welding Properties*(高Nb- γ -TiAl合金表面Ti、Nb涂层制备及其扩散焊接性能研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2021
- [38] Zheng C L, Cui F Z, Xu Z *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2003, 3(2): 174
- [39] Xing Fei(邢飞). *Study on TiAl Based Alloy Coating Treated by Plasma Nb-C Alloying and Theoretical Study of Diffusion Mechanisms*(TiAl基金等离子Nb-C复合渗镀层及其扩散机理的理论研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2009
- [40] Ding F, Zhang P Z, Wei D B *et al.* *Coatings*[J], 2018, 8(10): 361
- [41] Zhang Y F, Jiang H T, Tian S W *et al.* *Materials Report*[J], 2025, 39(4): 154
- [42] Feng L H, Li B, Li Q *et al.* *Materials Chemistry and Physics*[J], 2024, 316(4): 316
- [43] Wei X F, Zhang P Z, Wang Q *et al.* *High Temperature Materials and Processes*[J], 2016, 36(7): 669
- [44] Zheng Dongdong(郑冬冬). *Research on W and W-C Surface Alloying Process of the γ -TiAl Based Alloy with Double Glow Plasma Surface Alloying Technique and Properties of Alloyed Layers*(γ -TiAl合金等离子渗W与W-C复合渗工艺及渗层性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2010
- [45] Yan Yuqin(闫玉琴). *Study on High Temperature Oxidation Resistance of Ta-W Alloy Coating on γ -TiAl by Plasma Surface Alloying Technology*(γ -TiAl合金表面等离子Ta-W合金化及其抗高温氧化性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2019
- [46] Zhou Xu(周旭). *Preparation and Properties of CrNbSi Alloyed Layer on γ -TiAl by Plasma Surface Alloying Technology*(γ -TiAl合金表面等离子CrNbSi合金层的制备及性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2021
- [47] He Zhiyong(贺志勇). *Study on Oxidation and Wear Resistance of TiAl Based Alloy Treated by Plasma Surface Chromium Alloying*(TiAl基金等离子表面渗铬及其抗氧化和耐磨性能研究)[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2010
- [48] Ma Z M, Huang L, Yuan J T *et al.* *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*[J], 2024, 123(9): 106764
- [49] Kim D, Huang X, Seo D *et al.* *Oxidation of Metals*[J], 2012, 78(1): 31
- [50] Indranil R, Chinedu E, Ganesh B. *Computational Materials Science*[J], 2022, 213: 111619
- [51] Shi M, Guan Z, Qin L *et al.* *Materials Letters*[J], 2025, 395: 138660
- [52] Zhou Peng(周鹏). *Research on NiCoCrAlY Surface Modified Layers of the TiAl Based Alloy by Double Glow Plasma Surface Alloying Technique*(TiAl基金等双辉等离子渗NiCoCrAlY工艺及其性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2013
- [53] Feng X G, Zhang K F, Zhou H *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2019, 48(5): 1447
- [54] Qiao Y Q, Chen T, Guo X P. *Corrosion Communications*[J], 2021, 4(12): 45
- [55] Chen Bowen(陈博文). *Studies on Hot Corrosion and High Temperature Oxidation Behaviors of Al/Cr Composite Coating on the Surface of Ti_2AlNb Alloy*(Ti_2AlNb 合金表面Al/Cr复合涂层的抗热腐蚀及高温氧化性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing

- University of Aeronautics and Astronautics, 2017
- [56] Li F K, Wei D B, Liang H X *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2021, 30(3): 2832
- [57] Liang Hongxuan(梁宏璇). *Study on Preparation and Fireproof Properties of NiCr/YSZ Multiple Coating on the Surface of γ -TiAl Alloy*(γ -TiAl合金表面NiCr/YSZ复合涂层的制备及阻燃性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2020
- [58] Cheng Fang(程芳). *First-Principles Calculations of the Effect of Nb on Oxidation Resistance and Friction and Wear of TiAl Alloys*(第一性原理计算Nb对TiAl合金抗氧化及摩擦磨损影响的研究)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2019
- [59] He Longbin(贺龙宾), Wang Wenbo(王文波), Zhang Jianlin(张建林) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4237
- [60] Wei D, Li F K, Li S Q *et al.* *Journal of Materials Research*[J], 2020, 35(5): 516
- [61] Ma Shijian(马士剑), Zhang Pingze(张平则). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2008, 33(3): 67
- [62] Liang Wenping(梁文萍), Xu Zhong(徐重), Miao Qiang(苗强) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2006, 35(11): 1826
- [63] Guo Yong(郭勇). *Foundry Technology*(铸造技术)[J], 2014, 35(11): 2558
- [64] Li Yafei(李亚非). *Research on Plasma Surface Cr-Si Alloying and the Tribological behavior of TiAl-Based Alloy*(TiAl基合金等离子表面Cr-Si合金化及摩擦学行为的研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2011
- [65] Qiu Z K, Zhang P Z, Wei D B *et al.* *Tribology International*[J], 2015, 92(12): 512
- [66] Chen X H, Zhang P Z, Wei D B *et al.* *Materials Letters*[J], 2018, 215(3): 292
- [67] Duan B Z, Zhang P Z, Wei X F *et al.* *Surface Engineering*[J], 2014, 31(12): 942
- [68] Yu H Y, Liang W P, Miao Q *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2025, 12(1): 680
- [69] Huang Yong(黄勇). *Research on NiCr and NiCr-O Surface Alloying Process of the γ -TiAl Based Alloy with Double Glow Plasma Surface Alloying*(γ -TiAl辉光等离子渗NiCr及NiCr-O复合渗工艺及渗层性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2012
- [70] Ye Xinyu(叶鑫宇), Wu Liankui(伍廉奎), Cao Fahe(曹发和). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(3): 803
- [71] Ding X Y, Cui M H, Jiao J C *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2025, 497(2): 131768
- [72] Song Jian(宋健). *Research on the γ -TiAl Dual Glow Plasma Tantalum Diffusion Process and the Properties of the Modified Layer*(γ -TiAl双辉等离子渗钽工艺及改性层性能研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, 2015
- [73] Wei D B, Gao Z Y, Lv X M *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2024, 487: 130967
- [74] Yin M J, Liang W P, Miao Q *et al.* *Wear*[J], 2023, 523: 204751
- [75] Razie H, Xu J, Chen Y J *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2026, 721: 165535
- [76] Pan Xiaoyang(潘晓扬), Liang Wenping(梁文萍), Miu Qiang(缪强) *et al.* *Heat Treatment*(热处理)[J], 2015, 30(5): 5
- [77] Chen F, Zhang Y L, Liu W G *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2018, 47(3): 723
- [78] Qiao Y Q, Guo X P. *Applied Surface Science*[J], 2010, 256(24): 7462
- [79] Mabuchi H, Tsuda H, Kawakamo T. *Scripta Materialia*[J], 2010, 41(5): 511

Research Progress of Double Glow Plasma Surface Alloying Technology on TiAl Alloy

Chen Lin¹, Han Dong², Hu Na², Hu Dan², Yang Lijing², Gao Guangrui²

(1. Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(2. Xi'an Surface Material Protection Co., Ltd, Xi'an 710200, China)

Abstract: TiAl alloy has important application value in aerospace and other high-temperature structural components due to its low density, high specific strength, and excellent creep resistance at high temperature. However, the high-temperature oxidation resistance of TiAl alloy in the environment above 750 °C is poor and the service life of some high-temperature service components under the condition of hot corrosion and high-temperature wear is reduced, which restrict its application. Double glow plasma alloying surface technology is an important way to enhance the surface protection ability without changing the overall performance of the substrate. The basic mechanism of the double glow plasma surface alloying technology was reviewed. The unit infiltration, dual infiltration, multi-component co-infiltration, and the composition and structure of infiltration coatings on high temperature oxidation resistance, hot corrosion resistance, and wear resistance were discussed. Finally, it outlined the future developing trends in the view of theoretical research, preparation process, and engineering applications.

Key words: TiAl alloy; double glow plasma alloying; high-temperature oxidation resistance; hot corrosion; wear resistance

Corresponding author: Gao Guangrui, Ph. D., Professor, Xi'an Surface Material Protection Co., Ltd, Xi'an 710200, P. R. China, E-mail: 13571490985@126.com