引用格式：梁佳洪，弭光宝，曲寿江，等.Ti_2AlNb合金高温氧化与腐蚀研究进展：机理、防护与发展挑战[J].材料工程，2026，54(4)：1-21.

LIANG Jiahong, MI Guangbao, QU Shoujiang, et al. Research progress in high-temperature oxidation and corrosion of Ti_2AlNb alloys: mechanisms, protection, and development challenges[J]. Journal of Materials Engineering, 2026, 54(4): 1-21.

Ti_2AlNb合金高温氧化与腐蚀研究进展：机理、防护与发展挑战

梁佳洪[1]，弭光宝[2*]，曲寿江[1]，王 皞[3]

（1 同济大学 材料科学与工程学院，上海 201804；2 中国航发北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室，北京 100095；3 中国科学院 金属研究所，沈阳 110016）

摘要：Ti_2AlNb合金作为650～750 ℃温度区间长期使用的典型钛铝系合金，在航空发动机典型构件中具有良好的应用潜力，但其在高温氧化、熔盐腐蚀及水蒸气环境中易发生氧化膜失稳、界面脆化与力学性能退化，这成为制约合金工程实际应用的重要问题之一。该合金主要由O、B2与α_2相构成，因此合金内部引入了高密度晶界和相界，同时伴随着显著的成分分配差异与电化学不均匀性，使其在复杂工况条件下表现出显著的界面敏感性和非均匀环境响应特征。本文围绕这一多相组织结构对高温氧化与腐蚀行为的重要影响，系统综述Ti_2AlNb合金的相关研究进展。重点阐释以TiO_2、Al_2O_3及Nb相关氧化物为特征的复杂氧化膜形成与演化规律，揭示Nb元素在调控氧扩散行为与氧化物类型方面所呈现的双重作用，探讨多相选择性氧化及由此引发的界面应力集中对氧化膜长期稳定性的影响机制。结合复杂工况环境特征，梳理Ti_2AlNb合金在含Cl^-、SO_4^{2-}熔盐及水蒸气气氛中的腐蚀与氧化耦合行为，阐明B2相与O相之间的电化学差异所导致的局部腐蚀敏感性，Cl^-和SO_4^{2-}等腐蚀性离子对氧化膜连续性与致密性的破坏作用，以及水蒸气中氢渗入诱导的沿晶脆化对应用可靠性的关键影响。在此基础上，介绍围绕其多相组织特征与Nb活性扩散行为而发展的多种表面防护技术，包括渗铝改性构建以α-Al_2O_3为主体的选择性氧化膜、硅化与硅-稀土复合涂层形成SiO_2阻隔层、*M*CrAlY类金属涂层及其扩散阻挡设计，分析涂层/基体界面在复杂元素互扩散条件下的稳定性问题。面向工程应用需求，进一步指出Ti_2AlNb合金在多界面耦合氧化与腐蚀机理认知、长时环境稳定性评价方法、涂层体系集成化设计及服役寿命预测等方面仍面临的关键挑战，并展望未来在多相界面调控与防护体系协同设计方向上的研究重点。

关键词：Ti_2AlNb合金；高温氧化；腐蚀；表面防护；发展挑战

doi：10.11868/j.issn.1001-4381.2026.000074 **CSTR**：32421.14.j.issn.1001-4381.2026.000074

中图分类号：TB31 **文献标识码**：A **文章编号**：1001-4381(2026)04-0001-21

Research progress in high-temperature oxidation and corrosion of Ti_2AlNb alloys: mechanisms, protection, and development challenges

LIANG Jiahong[1], MI Guangbao[2*], QU Shoujiang[1], WANG Hao[3]

(1 School of Materials Science and Engineering, Tongji University, Shanghai 201804, China; 2 Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys, AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 3 Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Ti_2AlNb alloys, as representative TiAl-based alloys designed for long-term use in the temperature range of 650-750 ℃, exhibit promising potential for applications in typical aero-engine components. However, their susceptibility to oxide scale instability, interfacial embrittlement, and degradation of mechanical properties under high-temperature oxidation, molten-salt corrosion, and water-vapor environments constitutes one of the key factors restricting their practical engineering application. The Ti_2AlNb alloy primarily consists of O, B2, and α_2 phases, introducing a high density of grain boundaries and

phase interfaces within the alloy, accompanied by pronounced compositional partitioning and electrochemical heterogeneity. As a result, Ti_2AlNb alloys exhibit significant interface sensitivity and non-uniform environmental responses under complex working conditions. This review paper focuses on the significant role of the multiphase microstructure in governing high-temperature oxidation and corrosion behavior and systematically summarizes the research progress on Ti_2AlNb alloys. Particular emphasis is placed on the formation and evolution of complex oxide scales characterized by TiO_2, Al_2O_3, and Nb-related oxides. The dual role of Nb in regulating oxygen diffusion and determining oxide types is clarified, and the effects of selective oxidation among different phases and the associated interfacial stress concentration on the long-term stability of oxide scales are discussed. Considering complex working conditions, this work outlines the coupled corrosion-oxidation behavior of Ti_2AlNb alloys in molten salts containing Cl^- and SO_4^{2-} as well as in water-vapor atmospheres. It clarifies the localized corrosion sensitivity arising from the electrochemical differences between the B2 and O phases, the destructive effects of corrosive ions such as Cl^- and SO_4^{2-} on the continuity and compactness of the oxide scale, and the critical impact of hydrogen ingress-induced intergranular embrittlement in water vapor on application reliability. On this basis, various surface protection technologies developed in relation to the multiphase microstructure and the active diffusion behavior of Nb are introduced. These include aluminizing treatments that construct α-Al_2O_3-dominated selective oxide scales, silicide and Si-rare-earth composite coatings that form SiO_2 barrier layers, and *M*CrAlY-type metallic coatings with diffusion-barrier designs. The stability of coating/substrate interfaces under complex interdiffusion conditions is also analyzed. From the perspective of engineering applications, key challenges remain in understanding multi-interface coupled oxidation and corrosion mechanisms, establishing reliable long-term environmental stability evaluation methods, optimizing integrated coating-system design, and improving service-life prediction. Future research focuses on multiphase interface regulation and the synergistic design of advanced protection systems.

Key words: Ti_2AlNb alloy; high-temperature oxidation; corrosion; surface protection; development challenge

钛铝系金属间化合物合金(钛铝系合金)因其高的比强度、良好的耐腐蚀性和优异的高温力学性能,被认为是最具发展潜力的轻质高温结构材料之一[1-5],在航空发动机等先进空天装备轻量化结构中应用前景广阔。然而,其在使用过程面临的高温氧化和复杂环境交互作用下的腐蚀问题,制约了其长期可靠性与应用边界,这与目前镍基高温合金等材料存在明显差距,如何破解这一瓶颈引起高度关注[6-8]。其中,Ti_2AlNb合金有序正交O相材料[9],兼具γ-TiAl合金的轻质优势和近α钛合金的高温强度特征,其密度约为镍基高温合金的1/2,同时在高温抗蠕变性能和断裂韧性方面展现出显著潜力,是面向650~750 ℃长时工作温度区间的极具竞争力的候选关键材料[10-12],在航空发动机典型构件中表现出良好的应用潜力。

Ti_2AlNb合金主要由三类相组成[13-15]:α_2相(Ti_3Al,六方DO_{19}结构)、O相(Ti_2AlNb,为α_2相的正交畸变相)和B2相(Ti_2AlNb,由体心立方的β相有序形成)。Ti_2AlNb合金抗蠕变性能取决于α_2相和具有较高本征塑性的O相共同作用[16-17],而其室温塑性则主要取决于滑移系较为丰富的B2相[18]。Cui等[19]基于第一性原理计算表明,Ti_2AlNb相较于Ti_3Al显示出更强的共价特征,这主要源于Nb原子的加入削弱了局域共价键密度,从而增强了Ti-Al之间的定向键合。因此,O相的存在使Ti_2AlNb合金在蠕变、抗拉强度、延展性、韧性以及热疲劳性能上,均优于α_2相为主的Ti_3Al合金[20-23]。在该体系中,O相主要提供高强度,而B2相则赋予良好的室温延展性。合金中O相与B2相的合理体积分数与协同分布对于抑制蠕变断裂尤为关键,使Ti_2AlNb合金表现出优异的综合力学性能[24-26]。从组织形态角度出发,Ti_2AlNb合金的组织大致可分为三类:等轴状组织、双峰组织以及层片状组织[27-29]。其中,双峰组织兼具细小等轴晶与层片组织的特点,因而在抗疲劳性能、塑性及抗蠕变能力方面表现最为平衡[30]。等轴状组织具有良好的室温塑性与强度,但在断裂韧性和蠕变抗力方面相对不足[31];层片状组织在断裂韧性和抗蠕变性能上具有显著优势,但其延展性相对较低[32-33]。

然而,与其优异的力学性能相比,Ti_2AlNb合金在650 ℃以上的高温氧化环境中难以形成长期稳定的保护性氧化膜,在熔盐腐蚀及水蒸气气氛中更易发生氧化膜失稳、界面反应加剧及基体脆化等问题,这直接制约了其作为发动机热端构件材料的服役上限温度

与服役可靠性，其环境失效行为表现为一种由多相协同参与的界面耦合反应过程。由于B2相、O相与α_2相在化学成分、扩散能力及电化学稳定性上的显著差异，不同相区在高温氧化与腐蚀环境中呈现出明显不同的反应活性，其中B2相通常对氧和腐蚀介质更为敏感，易成为优先反应通道，而O相与α_2相则更多起到局部阻隔或调制反应路径的作用。相界面处成分突变与晶格失配导致的高界面能状态，使其成为氧、氯离子及氢原子优先富集与扩散的快速通道，从而在多相交织区域形成相界面-晶界协同主导的反应网络。

Ti_2AlNb 合金在高温服役过程中，不可避免地伴随氧向基体内部的持续扩散，由此引发表层脆化、界面结合强度下降及力学性能衰减，并在长寿命使用条件下逐渐演化为结构安全隐患[34-35]。在典型工况条件中，该类合金可能同时暴露于高温氧化、盐雾、湿热及含硫介质等多重作用下，腐蚀性离子对氧化膜连续性与致密性的破坏显著削弱其阻隔能力，使氧扩散与腐蚀层剥落过程相互强化，从而加速材料性能退化和服役寿命缩短。因此，Ti_2AlNb 合金的环境失效是高温氧化、熔盐腐蚀与水蒸气作用相互耦合的综合结果，其防护研究亟须由单一抑制氧化转向同时阻隔氧与腐蚀性离子迁移通道的整体设计，通过构建稳定的选择性氧化膜及高完整性的界面阻挡结构，实现复杂工况环境下的长期稳定性[36-39]。基于上述环境失效特征，系统梳理 Ti_2AlNb 合金在高温氧化与腐蚀条件下氧化膜演化规律、界面反应机制及其与使用性能之间的内在联系，对于建立可靠的环境稳定性评价体系具有重要意义。本文围绕多相组织主导的界面反应特征，综述 Ti_2AlNb 合金高温氧化与热腐蚀行为的研究进展，重点总结氧化机理、元素作用规律、多相选择性反应特征及典型防护技术的发展现状，从材料本征结构出发，梳理与其多相组织和Nb活性扩散特性相适配的防护设计思路，明确由单一涂层防护向多层协同、界面可控及长期稳定性导向的防护体系发展路径，为 Ti_2AlNb 合金在复杂高温环境下的工程应用提供系统性的理论依据与技术参考。

1　Ti_2AlNb 合金的高温氧化行为与机理研究进展

1.1　Ti_2AlNb 合金氧化动力学与膜层结构特征

Ti_2AlNb 合金在高温条件下需依赖致密且连续的氧化膜才能获得良好的抗氧化性能。然而，实际氧化产物较为复杂，不同氧化物的生成会显著影响氧化层的结构致密性与保护效果。Leyens[40]在研究 Ti-22Al-25Nb 合金的氧化行为时发现，其氧化层主要由 TiO_2、$AlNbO_4$ 和 Al_2O_3 构成，其中 TiO_2 为主要产物。但这些氧化物与基体具有明显不同的热膨胀系数，在热氧化过程中易产生微裂纹，从而使氧沿裂纹快速向内扩散，削弱了氧化层的保护效果[41-42]。由于不同氧化产物在晶粒尺寸与孔隙分布上的差异，氧化层难以维持连续致密结构，这进一步降低了阻隔氧扩散的能力。氧化层致密性不足不仅促进O的向内扩散，空气中的氮也会参与氧化过程。当氧化层增厚导致其内部氧分压降低时，氮开始扩散进入界面区域，与Ti结合生成氮化物颗粒。这些氮化物通常形成在靠近 Al_2O_3 层的区域，使界面结构更加脆化，并加速裂纹扩展与氧化损伤[41]。此时，Al_2O_3 层不具有热稳定性和保护性，Małecka[43]研究发现，在较高温度（例如大于900 ℃）或长时间氧化条件下，即便初期能够形成一定比例的 Al_2O_3 富集层，该层也会随氧化继续而逐渐消失，使氧化动力学由抛物线型转变为准线性型，表明氧化受阻能力下降、氧化行为显著加速，这一现象是限制 Ti_2AlNb 合金高温耐久性的主要原因之一。Chen等[44]研究表明，氧化形成的 Al_2O_3 能够与 Nb_2O_5 反应形成 $AlNbO_4$，最终氧化产物以 TiO_2 和 $AlNbO_4$ 为主，反应式如下：

$$Nb_2O_5+Al_2O_3\rightarrow 2AlNbO_4 \quad (1)$$

由此可见，Ti_2AlNb 合金的氧化产物种类较为复杂，现阶段对于其氧化物组成及演化规律仍缺乏一致性结论，表1[40-41,43-45]列出了目前常见的空气环境的氧化产物。Ti_2AlNb 合金在高温氧化过程中形成的氧化物以 TiO_2 和 $AlNbO_4$ 为主，而 Al_2O_3 的形成受到较高Nb含量的抑制[46]。此外，在氧化过程中还可能形成富含氮化物的氮化层。

当氧分压降低至低于氮分压时，氮向界面逐渐扩散并与Ti或Nb反应生成氮化物，这些氮化物多出现在靠近基体的区域并形成氮化层，且可能在体积效应下破坏氮化层与基体及氧化层的整体结构完整性，加剧脆化风险。随着温度升高或长时间暴露，原本可能存在的保护性 Al_2O_3 层会出现不稳定或消失的趋势，使氧化动力学由扩散受控向界面反应受控转变，氧化速率显著提高，膜层保护能力衰减[47]。

Ti_2AlNb 合金的高温氧化是多元素协同扩散与多相反应耦合的复杂过程，主要受热力学驱动力和相间扩散动力学控制[45,48]。氧化初期，因Al和Ti的氧化自由能更负，O优先与Al、Ti反应生成 Al_2O_3 和 TiO_2，形成具有层状特征的初期氧化膜[45]；TiO_2 的生长以氧空位扩散为主，其向外生长和晶粒演化会影响膜层致密性[49]。Nb在氧化过程中的角色具有双重性：一方面，

表 1 Ti_2AlNb 合金在空气条件下高温氧化过程中形成的典型氧化物相

Table 1 Typical oxide phases formed in Ti_2AlNb alloy during high-temperature oxidation under air conditions

Atomic fraction of composition/%	Oxidation condition	Time/h	Oxidation product	Reference
Ti-22Al-25Nb	900 ℃,air	500	TiO_2, $AlNbO_4$ and Al_2O_3	[40]
Ti-22Al-14(Nb,Mo,Fe,V,Si)	800 ℃,air	100	TiO_2, $AlNbO_4$ and Al_2O_3	[45]
Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si)	800 ℃,air	100	TiO_2, Nb_2O_5, $AlNbO_4$ and Al_2O_3	[44]
Ti-25Al-12.5Nb	800 ℃,air	500	TiO_2 and Al_2O_3	[43]
Ti-24Al-11Nb	900 ℃,air	120	TiO_2, Al_2O_3 and nitride particles	[41]

Nb 可以高化合价进入 TiO_2 晶格或与氧形成固溶体，降低氧空位浓度并抑制 TiO_2 的过度生长，从而在微观上有助于提高膜层的致密性和减缓扩散速率[50]；另一方面，Nb 易与 Al 或 O 生成多种产物，如 $AlNbO_4$、Nb_2O_5 以及金属间化合物 $AlNb_2$，甚至在含氮环境中形成氮化物[51-53]。这些产物的生成方式与分布特征决定其对抗氧化性的影响：当 Nb 以固溶或致密相形式均匀存在时，可增强氧化膜的稳定性；但当 Nb 以 $AlNbO_4$、Nb_2O_5 或 $AlNb_2$ 等不连续或多孔相析出时，反而会引入界面缺陷、孔隙和应力集中点，降低膜层的整体致密性和连贯性，从而促进氧和氮的向内渗透与层间剥落[46,54]。

1.2 Ti_2AlNb 合金 Nb 元素的双重作用机理

Ti_2AlNb 合金的抗氧化性能对 Nb 含量具有显著依赖性，这主要体现在 Nb 对氧化膜结构特征、扩散行为以及界面稳定性的综合调控作用上。适量 Nb 的加入通常有利于改善氧化膜的致密性与稳定性，从而降低整体氧化速率。研究表明，在高温氧化过程中，Nb 倾向以 Nb^{5+} 形式进入 TiO_2 晶格并取代部分 Ti^{4+} 位置，由于价态差异需要通过电荷补偿来维持电中性，这一过程会有效降低 TiO_2 中氧空位的浓度[54-55]。考虑到 TiO_2 中氧离子的扩散主要依赖氧空位迁移机制，氧空位数量的减少将显著抑制氧离子的长程扩散行为，从动力学上减缓氧化膜的生长速率，并有助于提高膜层的整体致密性和阻隔能力。因此，在适当 Nb 含量范围内，Nb 对 Ti_2AlNb 合金抗氧化性能具有明显的积极影响，表现为氧化增重速率降低和氧化膜结构更加稳定。

同时，Nb 还可能通过固溶于氧化膜或参与形成复合氧化物的方式，影响氧化膜的微观结构演化。当 Nb 以固溶形式均匀分布于 TiO_2 基氧化膜中时，其对晶格缺陷结构的调控作用有助于抑制膜层中孔隙和微裂纹的形成，从而提高氧化膜对氧扩散的长期阻隔能力。然而，当 Nb 含量进一步提高，尤其是超过约 20%（原子分数）时，其对抗氧化性能的影响将逐渐由有利转向不利。此时，Nb 更容易与 Al 和 O 反应生成 $AlNbO_4$ 或以 Nb_2O_5 形式析出，这类氧化物通常具有较高的脆性和较差的致密性，难以形成连续、稳定的保护层[56-57]。$AlNbO_4$ 和 Nb_2O_5 多以颗粒状或不连续层状形式分布于氧化膜中，不仅无法有效阻隔氧的进一步渗入，还会在氧化膜内部引入大量界面与结构不连续区，显著削弱膜层整体的力学完整性。

Ti_2AlNb 合金在较高温度条件下（通常高于 750 ℃），Nb_2O_5 与 TiO_2 之间可能发生相互作用并形成低共熔体系，从而降低局部区域的软化温度，使氧化膜在热循环或长期高温暴露过程中更易发生局部失稳[58]。这类低熔点相的出现会削弱氧化膜对热应力的承载能力，促进微裂纹的萌生与扩展，并加速氧化膜的剥落行为。一旦保护性氧化膜发生破裂或局部脱落，基体将再次直接暴露于高温氧化环境中，使氧向基体内部的扩散速率显著提高，从而导致氧化过程由原本的扩散控制型逐渐向界面反应控制型转变，整体氧化速率明显提高。

Nb 的消极影响还体现在其在氧化膜/基体界面的富集行为上。氧化过程中，由于 Nb 扩散能力相对较低，容易在界面处发生局部富集，这种成分不均匀性会引入明显的晶格失配与热膨胀失配，使界面区域产生较大的残余应力集中[59]。随着氧化时间延长和热循环次数增加，这些应力集中区将成为裂纹优先生核位置，从而削弱氧化膜与基体之间的结合强度，促进界面剥离和氧化膜失稳。同时，Nb 富集区还可能改变界面的局部电化学特性，使其在复杂环境中更容易成为腐蚀或选择性反应的敏感区域，进一步放大环境损伤效应。

因此，Nb 在 Ti_2AlNb 合金抗氧化性能中的作用呈现出双重作用：在适当含量范围内，Nb 通过掺杂 TiO_2 晶格、降低氧空位浓度和抑制氧离子扩散，可有效提升氧化膜的致密性与稳定性；而当 Nb 含量过高时，其更倾向于以 Nb_2O_5 或 $AlNbO_4$ 等非保护性氧化物形式参与氧化反应，同时诱发低共熔效应与界面富集问题，从而削弱氧化膜的完整性和长期稳定性。

1.3　Ti_2AlNb 合金多相组织的选择性氧化与内氧化

相区间的扩散行为对 Ti_2AlNb 合金的氧化演化具有重要影响。O 在 B2 相中的扩散速率显著高于在 O 相和 α_2 相中的扩散速率，因此氧化反应通常首先在 B2 相区域发生[60]。从成分特征上看，B2 相普遍呈现富 Nb、贫 Al 特性，难以形成连续致密的 Al_2O_3 保护膜，更倾向于优先生成以 TiO_2 和 Nb_2O_5 为主的疏松氧化层；而 O 相和 α_2 相相对富 Al，更有利于形成具有较高稳定性和保护性的 Al_2O_3。这种成分与相结构差异使不同相区具有显著不同的氧化速率和氧化产物类型，导致氧化前沿呈现明显的不均匀推进特征。正如 Xiang 等[42]研究表明的分阶段氧化模型所揭示，Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si)合金的高温氧化过程可划分为 3 个连续演化阶段(图 1)。在氧化阶段 1，氧首先在 B2 相优先吸附并向内扩散，使 B2 相发生选择性氧化生成 TiO 并进一步转化为金红石型 TiO_2，同时氧以固溶形式溶解并富集于 O 相中；进入氧化阶段 2，B2 相区域逐渐生成 $AlNb_2$，在 O 相内部形成板钛矿型 TiO_2 并于其外侧生成 Nb_2O_5，氧化反应由单一相区扩展至多相区域，界面反应与元素再分配行为同步增强；在氧化阶段 3，随着氧扩散的持续进行，O 相发生分解并形成 TiO_2、Nb_2O_5 和 Al_2O_3，随后 Al_2O_3 与 Nb_2O_5 进一步反应生成 $AlNbO_4$，从而构建出由 Ti/Nb 氧化物与 Al 富集氧化物共同组成、空间高度非均匀的多层氧化结构。

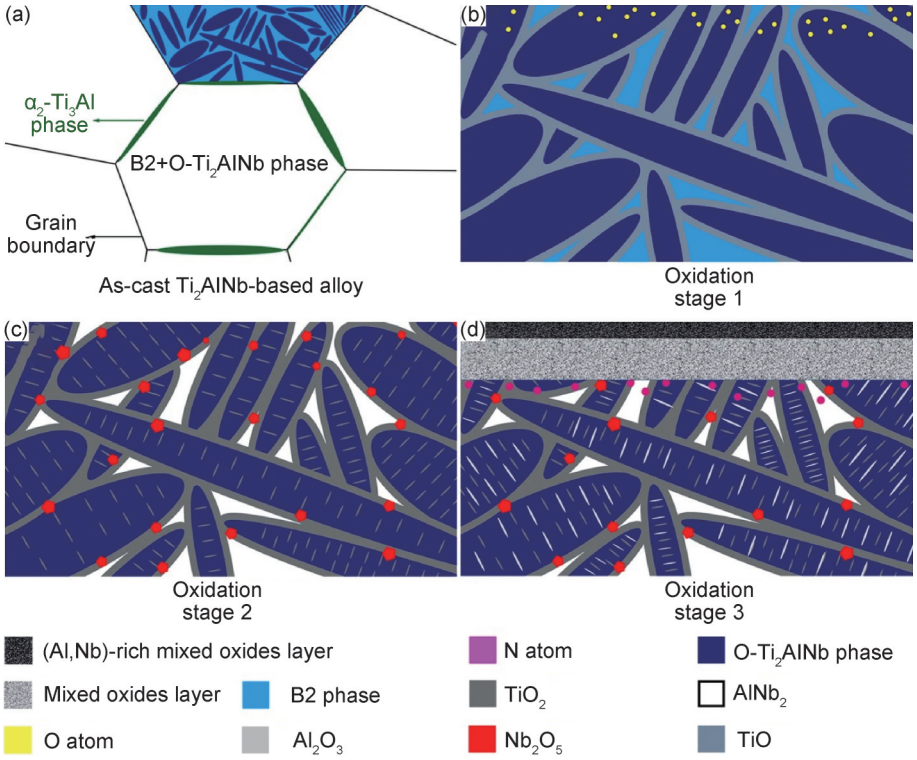


图 1　Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si)合金高温氧化过程的示意图[42]

(a)铸态 Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si)合金的微观组织结构示意图；(b)氧化阶段 1；(c)氧化阶段 2；(d)氧化阶段 3

Fig.1　Schematic diagram illustrating the high-temperature oxidation process of the Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si) alloy[42]

(a)schematic illustration of the microstructural constitution of the as-cast Ti-22Al-23(Nb,Mo,V,Si) alloy;

(b)oxidation stage 1;(c)oxidation stage 2;(d)oxidation stage 3

随着氧化温度升高和时间延长，B2 相中的氧含量逐渐增加，促进 O 相向 α_2 相的相变，而富 Nb 的 O 相中 Nb 原子则向 B2 相迁移并部分取代 Ti 原子[61-62]。这一系列相互扩散与相变过程导致局部成分重新分布，形成富 Al 或富 Nb 区域，使氧化层的化学稳定性与结构均匀性进一步受到破坏。在氧化界面处，Ti 的优先氧化会引发 Ti 耗尽层的形成，进而诱导 Al 和 Nb 发生二次反应，生成 $AlNb_2$、$AlNbO_4$ 和 Nb_2O_5 等产物。这些界面相虽在一定程度上能够阻碍氧的进一步渗透，但多呈不连续或颗粒状分布，且常伴随孔隙与微裂纹，难以构建持续致密的阻挡层[42]。$AlNbO_4$ 和 Nb_2O_5 本身保护性较弱，在高温条件下易发生破裂或剥落，从而进一步加剧氧的扩散和氧化膜的不稳定性。而 Cheng 等[63]利用原位 XRD 对 Ti-22Al-23Nb-1Mo-1Zr 合金的初始氧化过程进行了研究，结果表明，氧首先在 α_2 相中达到溶解上限后分解，生成富 Al 和 Nb 的氧化物层。然而，该氧化层未能有效阻止 Ti 的外扩散，界面下形成明显的 Ti 耗尽层。随着氧化时间延长，不同元素扩

散速率的差异导致氧化层逐渐演化为含Al_2O_3与金红石型TiO_2的混合结构。吴明宇等[64]同样报道了钛合金中Al元素优先氧化，形成Al_2O_3。

改善Ti_2AlNb合金高温抗氧化性的核心在于两方面的协同控制：一是促进并稳定形成连续、致密的Al_2O_3富集保护层以提供长期阻隔；二是通过合金设计与热处理控制Nb的氧化形态与空间分布，避免其以非保护性或不连续相析出[65]。针对上述机理，后续研究通常从成分优化、显微组织调控与表面保护层设计等方向入手，以期在热力学与扩散动力学两方面同步抑制氧、氮向基体的渗透并维持氧化膜的结构稳定性。

Li等[66-68]基于密度泛函理论(density functional theory，DFT)计算研究了O相与B2相界面的吸附行为与电子结构，计算结果表明，$(110)_O$表面与$(211)_{B2}$表面具有相近的晶格常数，可形成稳定的O/B2界面，其吸附过程在热力学上是可行的。图2(a)，(b)展示了O原子吸附在hcp-Nb位点时的差分电荷密度(charge distribution difference，CDD)[67]。计算结果显示，O原子从邻近的金属原子，尤其是Ti原子处获得电子，而Al原子由于与其他金属键合较弱，其周围电子密度始终较低，对O的电子转移贡献有限。表明O与Ti之间的相互作用最为强烈，而Al在氧化初期难以形成稳定的O—Al键，从而解释了实验中Ti_2AlNb合金初期氧化膜中TiO_2与Nb_2O_5优先生长而非形成Al_2O_3的现象。图2(c)，(d)进一步对O/B2界面上不同吸附位点的电子结构进行了分析[66]。通过计算四面体(tetra-2)与八面体(octa-2)吸附位点的态密度(density of states，DOS)与CDD，发现O的p轨道与Ti、Al的价电子态在−5～−8 eV范围内存在显著重叠，计算结果表明，O—Ti及O—Nb键合具有较强的共价特征。当O吸附在tetra-2位点时，电子主要集中转移至与Ti键合方向，形成局部电荷富集；而在octa-2位点中，O周围的电子分布更加均匀，O原子从整个间隙空间中获取电子，呈现更稳定的电荷平衡状态。相比之下，octa-2位点的吸附能更低、体系更稳定，对应于实验中氧原子更易在富Ti区域稳定吸附并促进Ti氧化的现象。

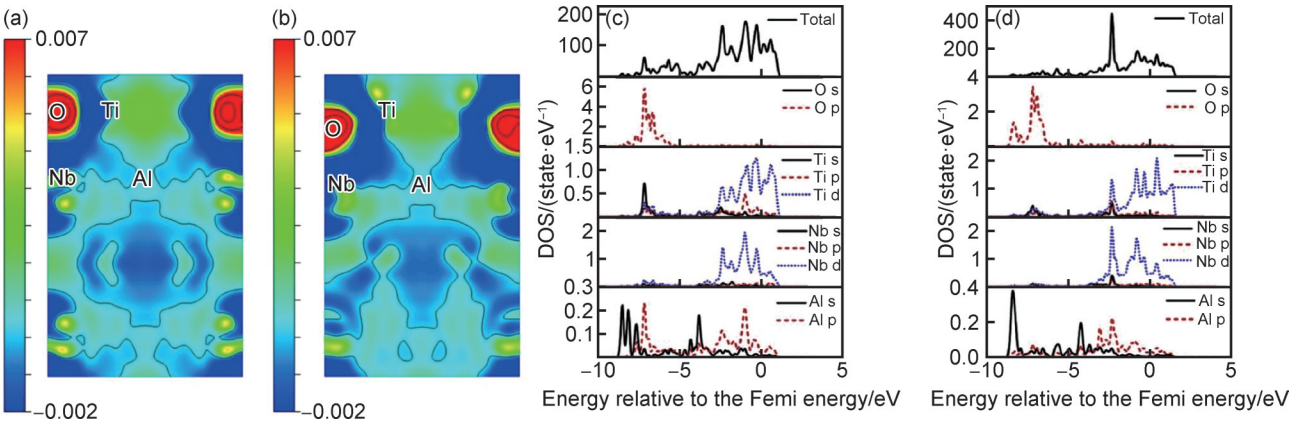


图2 O原子在不同吸附位点的CDD与DOS图

(a)，(b)O分别吸附在hcp-Nb位点与fcc-2位点时顶层晶面的CDD图[67]；(c)，(d)O分别吸附在tetra-2位点与octa-2位点时的DOS图，展示O p轨道与Ti、Al和Nb原子轨道之间的杂化特征[66]

Fig.2 CDD and DOS maps of O at different adsorption sites

(a)，(b)CDD maps of the topmost slab with O adsorbed on the hcp-Nb and fcc-2 sites，respectively[67]；(c)，(d)DOS maps of O adsorbed on the tetra-2 and octa-2 sites，respectively，showing the hybridization between the O p orbitals and the orbitals of Ti，Al，and Nb atoms[66]

Kulkova等[69]的计算研究进一步指出，O原子更倾向吸附在富Ti的八面体间隙位点上，且一旦被捕获后扩散能力较低，从而促进了Ti氧化物的优先生成。在富Ti环境下，Nb比Al更易与氧发生吸附作用[70]，这与实验中观察到的氧化膜中TiO_2和Nb_2O_5并存的特征相一致。Ti_3Al体系的计算结果显示，氧的溶解度与由6个Ti原子构成的八面体位点密切相关，揭示了氧在Ti-Al体系中扩散与稳定性的主要机制。Razumovskiy等[71]热力学计算表明，O的存在会显著增加富Ti非化学计量TiAl合金中的缺陷浓度，从而改变其微观结构与扩散行为。

2 Ti_2AlNb合金在复杂环境中的腐蚀行为研究进展

2.1 Ti_2AlNb合金氯化腐蚀的极端敏感性

Ti_2AlNb合金在实际使用过程常暴露于高盐分、高湿度及局部非等温等复杂的腐蚀环境[72-74]，海盐气

溶胶中的NaCl是主要腐蚀源，其在湿润条件下沉积于材料表面并形成电解质薄膜，加速腐蚀过程。此外，NaCl在燃烧气体或工业排放的SO_2存在时可进一步转化为Na_2SO_4，使合金同时受到NaCl和Na_2SO_4的多源腐蚀作用，从而显著提高Ti_2AlNb合金在海洋环境下的腐蚀风险。图3展示了海洋环境腐蚀危害[75]。此外，NaCl和Na_2SO_4的混合盐形成共熔体，其熔点将进一步降低，在高温下这些混合盐形成的熔融薄膜对合金表面产生严重的腐蚀作用[76-77]。腐蚀过程不仅影响合金的表面完整性，还会导致性能下降，特别是在高温和高应力环境下。Li等[78]对比了铸态与锻造态Ti-22Al-22Nb合金在10%（质量分数，下同）NaCl与20%$NaNO_3$溶液中的腐蚀行为，两种组织在NaCl中的表面粗糙度均明显低于在$NaNO_3$中的对应值，归因于$NaNO_3$具有更强的氧化性，导致合金表面发生更剧烈的选择性溶解，从而形成更高的粗糙度。此外，Liu等[79]指出，Ti-11Al-23Nb合金在腐蚀环境下呈现明显的电化学相差异，其中三相电位顺序为B2＞O＞α_2，使得电位最低的α_2相最易发生选择性溶解并主导微电偶腐蚀行为。因此，为了提高Ti_2AlNb合金耐用性，实际应用中需要采取表面处理或保护措施。

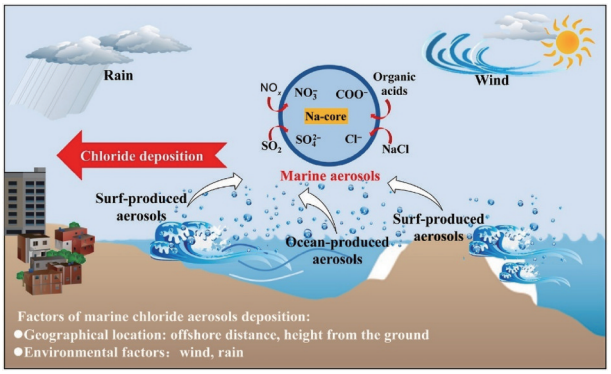


图3　海洋大气环境下的气溶胶腐蚀示意图[75]

Fig.3　Schematic diagram of marine aerosol-induced corrosion[75]

海洋工况条件下，由于盐和水蒸气的腐蚀作用使合金的腐蚀比陆地气候高3～4倍。合金在海洋环境中长期暴露，其腐蚀损伤程度随时间持续延长而明显不断加剧。此类腐蚀主要由饱和的Cl^-、O_2及与飞机合金结构件接触的其他腐蚀性介质共同引起，针对该腐蚀问题，涂层保护是目前最简单、有效且经济的防腐方法[80]。

2.2　Ti_2AlNb合金硫化和热腐蚀行为

Na_2SO_4与NaCl的混合物较之纯Na_2SO_4具有更强的腐蚀性，能够引发更为严重的腐蚀行为[81-82]。由于在75%Na_2SO_4（熔点为884 ℃）和25%NaCl（熔点为801 ℃）之间形成共晶，Na_2SO_4和NaCl的混合物熔点降低至约620 ℃。熔点降低意味着在较低温度下增加了材料腐蚀的风险。Na_2SO_4不能在熔盐沉积物和空气界面分解，但可以在熔盐沉积物和金属界面发生。这种界面反应会导致金属氧化物的生成，加剧腐蚀，从而影响材料的结构完整性和性能[83-85]。因此，对于Ti_2AlNb合金在这些条件下的长期稳定性和耐久性，调控界面反应尤为关键[86]。

Dai等[72]以NaCl和Na_2SO_4为热腐蚀介质，研究了Ti-22Al-25Nb合金在高温1000 h的高温氧化和热腐蚀行为。Ti_2AlNb合金在650 ℃和1000 h的高温下具有良好的抗氧化性和热腐蚀性能，但是在750 ℃的高温下其抗氧化与抗热腐蚀性能均明显劣化。孙光耀等[87]同样报道了Ti-22Al-23Nb-1Mo-1Zr合金在750 ℃时，抗腐蚀性能急剧下降。Ti_2AlNb合金在NaCl和Na_2SO_4环境中高温腐蚀的主要产物为TiO_2和$NaNbO_3$。热腐蚀后合金外表面存在堆积棒状TiO_2，剥落区存在颗粒状$NaNbO_3$[77,88]。由于腐蚀性熔盐混合物，合金的腐蚀产物都具有多孔和松散的特性，使得合金在这种环境下容易受到进一步的破坏[89-91]。合金在潮湿空气环境中具有协同效应的NaCl沉积物的不利影响[92]，在干燥和潮湿空气下用NaCl沉积物处理600 h，每单位面积的质量增加分别比在干燥空气中的氧化下观察到的高5倍和15倍。

Xiang等[77]通过对Ti-22Al-23Nb合金在75%Na_2SO_4＋25%NaCl的混合盐中的腐蚀行为研究，阐明了决定Ti_2AlNb合金在熔盐中稳定性的因素及相应的机理。Ti_2AlNb合金在750 ℃腐蚀50 h后受到了严重的热腐蚀，合金出现了较大的质量损失，而有保护作用的合金无显著的质量损失。这是因为在热腐蚀初期，Ti_2AlNb合金的大量质量损失与腐蚀层和腐蚀产物的层裂有关。在热腐蚀初期，无涂层的Ti_2AlNb合金与混合盐直接反应，随着腐蚀时间的延长，质量变化减小，即腐蚀速率降低，腐蚀产物层裂变小，且质量变化与腐蚀产物的层裂有关，当腐蚀产物对Ti_2AlNb合金基体表现出显著的黏附性时，腐蚀增重受限[93]。这一现象是由于腐蚀产物形成了一种保护层，从而减缓了进一步的腐蚀。

由于混合盐中的Cl元素，经过特定的反应条件，不仅会产生Cl_2气体，还会生成挥发性的$TiCl_4$。这些气态物质的形成增加了腐蚀过程的复杂性，导致腐蚀层的性质和稳定性发生显著变化[78,94]。当温度达到700 ℃时，Ti_2AlNb合金在盐环境下的腐蚀速率是其在100 h内氧化速率的20倍。这种速率的显著提高主要

是由于高温和混合盐环境下特有的化学反应。Al_2O_3的存在，进一步促进了高温水解反应。这类反应会导致HCl和Cl_2气体的产生，这些气体会向外扩散穿越氧化层，并进一步加剧熔融盐与合金的反应。Ti和Al的氯化物生成进一步促成了混合氯盐沉积物的形成，这会导致混合盐的熔点下降。同时$Al_2(SO_4)_3$与Na_2SO_4形成的共晶在大约640 ℃时开始熔化。这意味着盐沉积物的液态部分增加，扩散至样品表面，进而放大了盐对其的侵蚀效果[95-96]。Chen等[94]指出，在交替高温-盐雾环境中，由混合盐共晶反应生成的Cl_2作为催化载体，通过促使Ti、Al和Nb形成挥发性金属氯化物并发生反复的氯化-再氧化循环，显著加速了Ti_2AlNb合金氧化膜的疏松化与失稳过程，从而导致材料进入典型的活性氧化腐蚀机制。

侵蚀的综合效果使腐蚀速率在初始阶段迅速上升，当整个合金表面被盐完全覆盖后，腐蚀速率会受到日益增厚的腐蚀层扩散速率的限制。Niu等[96]研究了Ti-25Al-11Nb合金在盐环境中的热腐蚀主要机制包括熔盐中的氧化物溶解、金属元素沿浓度梯度向外扩散，后续是氧化物在盐中沉淀，形成含氧化物与硫化物混合物的腐蚀层，其生长速率明显超过普通的氧化层。值得注意的是，熔盐能够穿透固态的氧化层，抵达金属更为活跃的区域，甚至达到合金的亚表面，使得熔盐按照已知的反应机制进行强烈的反应。然而，热腐蚀在600 ℃和700 ℃时，进行一定时间后停止。这是由于在此温度下，合金形成具有保护功能的腐蚀层，防止了腐蚀的进一步发展。

2.3 Ti_2AlNb合金热腐蚀机理

Xiang等[97]研究了涂有NaCl和Na_2SO_4混合盐的Ti-22Al-23Nb合金在750 ℃时的热腐蚀行为。研究结果如图4所示，Ti-22Al-23Nb合金腐蚀产物为$TiO_2+Al_2O_3$层和$NaNbO_3$层交替存在，Al_2O_3分布在$TiO_2+Al_2O_3$层下部。这种层状结构的形成是由于不同元素的反应动力学和热化学性质的差异。合金中的Ti和Al优先被硫化和氯化为TiS、$AlCl_3$和$TiCl_4$，最后被氧化形成$TiO_2+Al_2O_3$层。Nb富集并氧化为NbO，然后NbO与氧和熔融盐离子进一步反应形成$NaNbO_3$层。表明不同金属元素在热腐蚀环境中的反应途径是不同的。$TiO_2+Al_2O_3$层和$NaNbO_3$层的形成是通过改变盐膜的酸碱性来相互促进，从而促进腐蚀层的生长，在腐蚀过程中气态氯化物的逸出，腐蚀层的快速生长以及TiO_2和$NaNbO_3$之间的热膨胀系数不匹配导致腐蚀层严重破裂和剥落[94-96]，这一现象也导致合金持续腐蚀。上述因素综合作用，使得合金在此类环境中的腐蚀速率提高，且腐蚀层的保护效果被削弱。

氧化层从外到内呈现出由富Al和Nb的混合氧化物层/混合氧化物层/富氧层/基体组成的复杂多层结构，其中，基体主要由B2和O相组成。(α,δ)-Al_2O_3氧化物在外部氧化层中共存，氧化层/基体界面附近存在非晶区域，包括$AlNb_2$的形成，以及O相氧化形成Nb_2O_5、TiO_2和Al_2O_3。其中，非晶区域的存在会对合金的力学性能和腐蚀稳定性具有显著影响。部分区域覆盖有连续的Al_2O_3层，而其他区域形成混合$Al_2O_3+TiO_2$层，这种异质性是由局部环境差异和微观结构的不均匀性所致。除此之外，TiS存在于氧化层/基体界面[98]，这种硫化物的形成会进一步影响材料的抗腐蚀性能。同时由于表面氧化产生的TiO_2颗粒，形成了富含α_2层，为α_2相提供成核位点并降低其沉淀的能垒，促进在表面形成了富含α_2相的表面覆盖层[99]。Qian等[100]研究表明，在盐环境腐蚀过程中，Ti-24Al-14Nb-3V-0.5Mo-0.3Si合金中的难熔元素会发生偏析，从而在微观结构中形成弱点并影响整体腐蚀行为。在熔融混合盐膜下，这些难熔元素被氧化为相应的难熔氧化物，并且由于其在偏析区域的富集而进一步生成更多的难熔氧化物。同时，体系中还形成以TiO_2、Al_2O_3和Nb_2O_5为主的混合氧化物。随后，难熔氧化物与熔融盐之间的反应，以及溶质向熔融盐-空气界面的扩散，使得界面附近的熔盐浓度不断升高。TiO_2、Al_2O_3和Nb_2O_5的混合氧化物按一定比例溶解于熔融盐中，并在熔盐外侧以疏松多孔的氧化物形式重新沉淀。该类沉淀氧化物保护性较差，从而进一步增加合金遭受持续腐蚀的风险。

对于合金在高温水蒸气中的腐蚀机理，氧化剂与基体可以在界面处通过电化学反应形成氧化层，后续通过氧从环境扩散到氧化层/基体界面，驱动Ti表面氧化层的持续生长[101-102]。由于H_2O加速了尖端氧化物的生长，最终导致晶须状氧化物的形成，氧化物中溶解的质子降低了空位形成能，促进了空位聚类，增强了阳离子和阴离子扩散，由此导致合金在水蒸气中的氧化速率增加。而氢缺陷的存在导致TiO_2的各向异性更强，同时H_2O优先吸附和解离在TiO_2的(110)晶面[103-104]。将Ti_2AlNb合金置于800 ℃熔融盐环境中，其抗高温热腐蚀性能通常随Al含量的增加而提高。这主要归因于Al_2O_3的形成，该氧化物在高温下具有优异的热稳定性和良好的屏蔽作用，能够有效阻隔腐蚀性介质的进一步渗透。然而，在多相Ti_2AlNb体系中，Al_2O_3层的连续性和致密性易受到元素再分配及相界面反应的影响，从而限制其长期防护效果。因此，尽管提高Al含量有助于改善热腐蚀性能，但是该

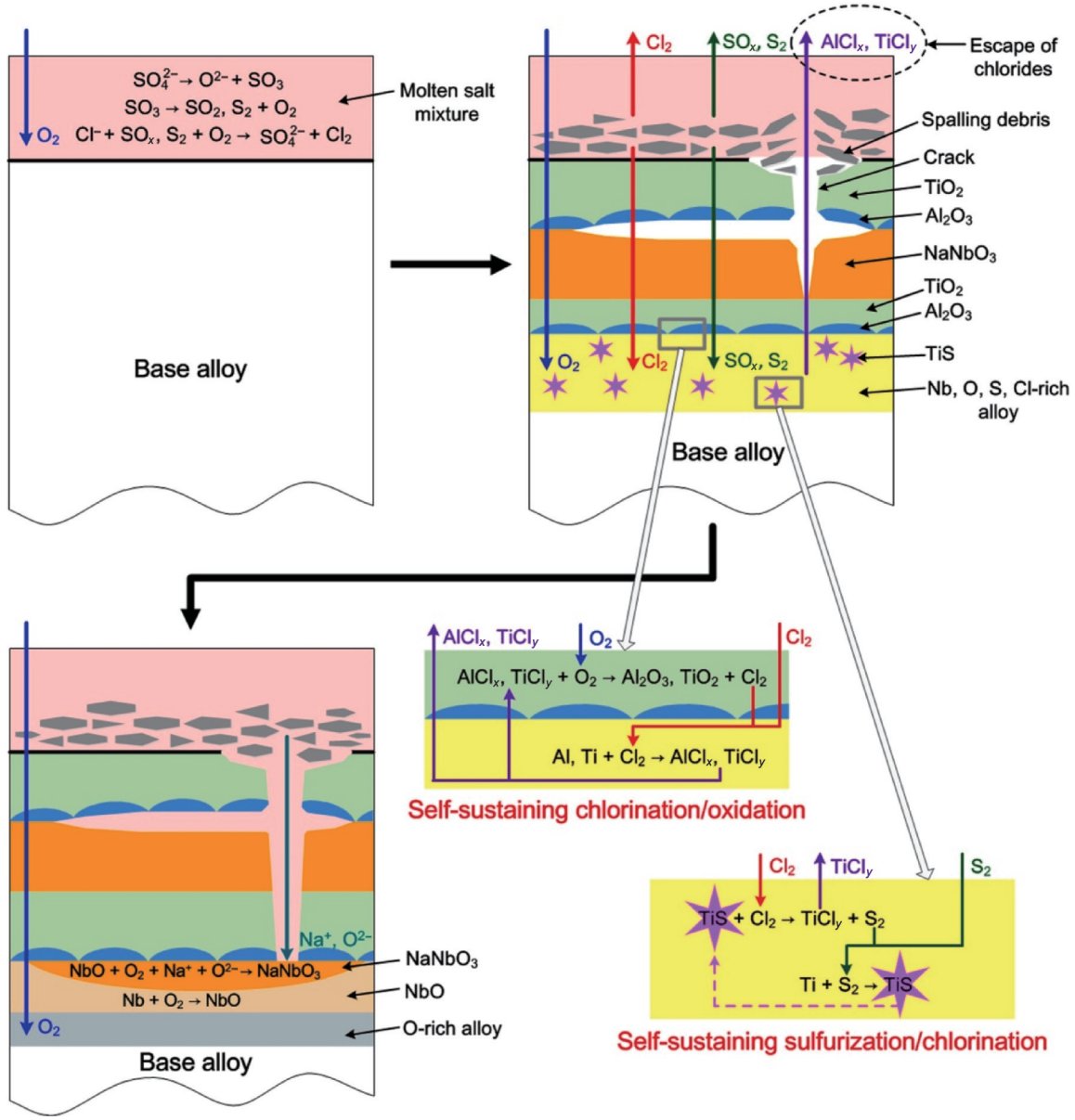


图4　Ti-22Al-23Nb合金的热腐蚀过程示意图[97]

Fig.4　Schematic illustration of the hot corrosion process of the Ti-22Al-23Nb alloy[97]

合金在熔盐环境下的整体抗腐蚀能力仍存在一定局限性。此外，Nb元素的添加会加速界面处硫化物的形成，在腐蚀过程中起到不利作用。这种机制表明一种自发的腐蚀过程，该过程只需要非常少量的氯化物相即可进行连续反应，氯化物在整个反应过程中起到催化剂的作用[105-108]。

3　Ti_2AlNb 合金中多界面耦合控制的腐蚀与氧化行为机理

Ti_2AlNb 合金在特殊服役环境通常同时涉及高温、含氧气氛及复杂腐蚀介质。与传统结构合金及γ-TiAl合金相比，Ti_2AlNb 合金最突出的组织特征在于纳米尺度O相的广泛存在。O相的析出不仅引入了大量稳定而连续的相界面，而且与原有晶界网络高度交织，使材料内部同时具备高密度晶界与高密度相界面两类潜在反应活性界面单元。这意味着 Ti_2AlNb 合金中的环境失效不再可能由单一晶界网络所主导，而必然演化为由晶界与相界面共同控制的多界面耦合型界面反应模式。在这种结构背景下，腐蚀和氧化已难以严格区分，其共同特征均表现为界面优先参与的选择性反应过程。因此，研究 Ti_2AlNb 合金中晶界与相界面协同主导的腐蚀与氧化行为，不仅对该类材料的服役安全性评估具有重要工程意义，更在基础层面提出了一个新的界面物理问题，即如何在高密度多界面网络中理解和描述界面选择性反应路径的形成与

演化。然而,目前关于Ti_2AlNb合金的研究仍主要集中在相稳定性、力学性能及变形机制等方面,而针对其晶界与O相界面协同参与环境反应过程的系统研究仍极为有限,这在客观上制约了对其长期服役可靠性的准确预测,也限制了界面腐蚀/氧化理论向多界面复杂体系的发展。

在多数合金体系中,晶界被视为腐蚀与氧化反应的首要活性界面,其反应敏感性首先受晶界结构类型及其空间分布特征的控制。Kim 等[109]通过对高纯铝晶界特征分布与晶界腐蚀行为的系统研究指出,随机高角度晶界由于界面能高、原子结构无序度大,更容易成为界面反应的优先生核位置,而低ΣCSL晶界因其原子结构高度有序、界面能较低,通常表现出更高的热力学与电化学稳定性。因此,界面反应行为并非随机发生,而是与晶界的本征结构稳定性密切相关。在此基础上,Lehockey 等[110]进一步提出,晶界反应行为在宏观尺度上的演化并不取决于单个晶界是否敏感,而取决于高活性晶界在晶界网络中的连通程度。当随机晶界形成贯通的三维网络结构时,界面反应可以沿晶界快速传播并诱发整体结构失效;而当低能特殊晶界以足够比例嵌入网络中时,可显著降低反应路径的贯通概率,从而有效削弱界面反应的整体扩展能力。Ralston 和 Birbilis[111]在其系统综述中进一步指出,晶界类型分布与晶界网络连通性是理解腐蚀与氧化宏观行为的核心结构参数,揭示界面反应过程是一种受界面拓扑结构控制的失效模式。

除几何结构因素外,晶界处的化学非均匀性是触发界面反应的直接电化学驱动力。晶界通常是溶质原子偏聚和第二相优先生核的位置,其成分起伏会在界面处形成显著的电化学不均匀性。Minoda 和 Yoshida[112]通过对 6061 铝合金的研究指出,晶界析出相及其相邻形成的沉淀贫化区与基体之间存在明显电位差,从而在腐蚀介质中形成稳定的微电偶体系,使晶界成为优先反应区域。Qiu 等[113]在 7050 铝合金中的研究进一步表明,晶界析出相与基体之间的电化学差异是驱动晶界选择性溶解的根本动力,其腐蚀形貌表现为沿晶界快速扩展的特征。Song 等[114]研究表明,非平衡加工条件下形成的复杂晶界结构会显著强化溶质偏聚与析出行为,从而放大晶界处的化学不均匀性。Shang 等[115]和 Yao 等[116]在不锈钢体系中进一步证明,晶界处成分偏聚与析出行为不仅影响局部反应速率,而且通过调控晶界网络的电化学稳定性,直接决定界面反应路径的空间连通尺度。因此,晶界处的结构稳定性与化学非均匀性是界面反应过程不可分割的两个方面,其耦合作用构成了腐蚀与氧化行为的核心驱动机制。

当合金体系中存在多相结构时,相界面与晶界具有相当甚至更高的反应活性,使界面反应从晶界主导升级为晶界-相界面协同主导。Zhao 等[117]在γ-TiAl合金熔盐腐蚀研究中指出,不同相之间存在明显的反应选择性,相界面成为优先反应通道之一,并表现出显著的相选择性溶解特征。Bacos 等[118]研究表明,界面反应沿层片界面与晶界同时扩展,会迅速破坏合金的结构完整性并导致力学性能显著退化。Yu 等[119]在电子束熔化(electron beam melting,EBM)成形 TiAl合金中同样观察到,由于非平衡组织和复杂界面结构的存在,反应路径在晶界与相界面之间呈现出高度耦合的传播特征。Ye 等[120]通过结合实验与第一性原理计算表明,晶界与相界面在氧原子吸附能力和反应活性上存在差异,其中相界面具有更高比例的低能吸附位点和更强的电子局域化特征,因此相界面比晶界更有利于氧化反应的优先生核与快速发展。图 5 从微观结构尺度直观揭示了不同组织状态下晶界与相界面的空间分布特征及其对氧吸附与扩散路径的调控作用,清晰表明当相界面密度提高时,氧化反应通道由单一晶界主导转变为晶界与相界面协同控制,从而显著增强了界面反应网络的复杂性与整体氧化敏感性[120]。当相界面参与界面反应过程时,腐蚀与氧化行为不再由单一类型界面所主导,而是转变为由多种界面单元共同构成的复合界面网络所控制,其反应路径的空间连通性显著增强,整体失效风险亦随之提高。

O相的析出在材料内部引入了大量稳定且高度有序的相界面,并与原有晶界网络高度交织,使界面反应路径同时具备晶界通道和相界面通道两种传播方式。相比于γ-TiAl合金中主要由层片界面与晶界协同主导的反应模式,Ti_2AlNb合金中纳米O相显著增加了界面类型与界面密度,使反应路径呈现出多源化、强耦合和高度复杂的特征。此外,O相的相界面既可能因其结构稳定性而对反应路径产生阻断作用,也可能由于与基体之间的电化学差异而成为新的微电偶中心,其在腐蚀与氧化过程中的作用具有明显的情景依赖性。与铝合金、不锈钢以及γ-TiAl合金体系中已经建立的相对完善的晶界反应理论框架相比,Ti_2AlNb合金在晶界-相界面-界面网络连通性三者耦合层面仍处于明显的研究空白区。因此,Ti_2AlNb合金并非传统晶界腐蚀理论的简单延伸对象,而是一个同时包含高密度晶界与高密度稳定相界面的多界面耦合体系。

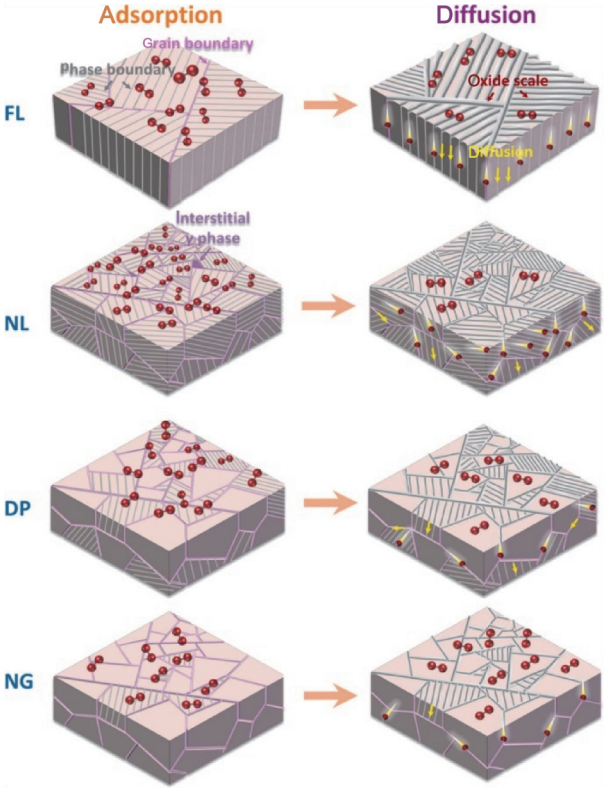


图5　全层片组织、近层片组织、双相组织和近γ组织TiAl合金中微观结构对氧吸附与氧化行为影响的示意图[120]
(红色球表示参与吸附和扩散过程的氧原子)

Fig.5　Schematic illustration of the microstructural effects on oxygen adsorption and oxidation behavior in fully lamellar(FL), nearly lamellar(NL),duplex(DP),and near-gamma(NG) microstructures of TiAl alloys[120]
(red spheres denote oxygen atoms involved in adsorption and diffusion processes)

4　Ti_2AlNb合金的表面防护技术研究进展

4.1　Ti_2AlNb合金防护策略

高温氧化不仅改变Ti_2AlNb合金表面的化学组成与微观结构,同时显著影响其宏观力学性能。氧化层的生成伴随元素迁移、相结构转变与内应力积累,使合金在高温工况环境下表现出明显的脆化倾向。对于Ti_2AlNb合金而言,其多相组织(B2、O、α_2)在高温氧化过程中容易发生元素再分布与相界退化,从而削弱界面结合强度并促进裂纹萌生与扩展。尽管针对Ti_2AlNb合金氧化后力学行为的直接研究仍相对有限,但已有研究表明,钛合金在高温氧化条件下普遍存在力学性能退化的规律。例如,Ti-6Al-7Nb合金在800 ℃氧化后抗拉强度和屈服强度分别下降约14%和17.5%[121],TA15钛合金在严重氧化层剥落后抗拉强度显著降低[122]。在γ-TiAl合金中,高温氧化诱导的表层相变和次表层脆性相析出会导致断裂模式由韧性向脆性转变[123]。究其主要原因,表层氧化诱发的相变、界面应力失配及次表层脆化是导致力学性能退化的关键因素,这些机制在Ti_2AlNb合金中同样具有重要参考。

高温氧化过程中,间隙原子(O、N等)向基体内部扩散是影响Ti_2AlNb合金性能的重要因素。适量的间隙原子固溶可通过晶格畸变产生强化作用,而过量富集则会引起严重的晶格畸变和内应力集中,导致材料脆化[124-125]。同时,O、N等元素在氧化层与基体界面附近的富集易促使脆性氧化物或氮化物形成,并削弱界面结合强度,使裂纹优先在界面处形核并扩展[126]。此外,氧化早期阶段形成的氧化晶须或氧化岛等不均匀结构也会加剧局部应力集中,进一步降低氧化膜的稳定性。需要指出的是,氧化并非总是不利的。在一定条件下,致密氧化层能够提高材料的耐磨性和抗腐蚀性能。例如,γ-TiAl及Ti-6Al-4V合金经适当氧化处理后,其表面硬度和耐磨性能均得到显著提升[127-130]。因此,通过调控氧化层的形貌与相组成,有可能在一定程度上实现表层强化,这对Ti_2AlNb合金的表面防护与性能优化具有一定借鉴意义。然而,由于Ti_2AlNb合金氧化产物组成复杂,氧化膜的完整性和稳定性通常较难保持,因此如何在抗氧化与力学可靠性之间取得平衡仍是亟待解决的问题。

在更复杂的使用环境中，Ti_2AlNb 合金的高温氧化行为常与水蒸气腐蚀协同发生。水蒸气中的氢原子可渗入合金内部并诱发氢脆效应[131]。氢在晶界及缺陷处的偏析会促进沿晶断裂，并显著降低延展性与断裂韧性[132-133]。此外，氧在晶格中的固溶会强化键合各向异性，进一步加剧脆性倾向。因此，在含水蒸气环境下，Ti_2AlNb 合金通常面临氧化损伤与环境脆化的协同作用，其长期服役可靠性受到更加严峻的挑战。

为提升 Ti_2AlNb 合金在高温氧化与熔盐腐蚀环境下的使用稳定性，近年来的研究逐渐形成以材料体系分类为主导的涂层设计体系。现有防护策略主要可归纳为六大类：(1)铝化物扩散涂层；(2)硅基及硅-稀土复合涂层；(3)金属覆盖型涂层；(4)陶瓷氧化涂层(微弧氧化/等离子体电解氧化，micro-arc oxidation/plasma electrolytic oxidation，MAO/PEO)；(5)玻璃陶瓷/搪瓷涂层；(6)多元复合涂层体系。不同体系在相组成、界面结构、氧化膜演化及环境适应性方面表现出显著差异，图 6 展示了常见涂层体系的整体构架以及典型的制备工艺路线[32,134]。

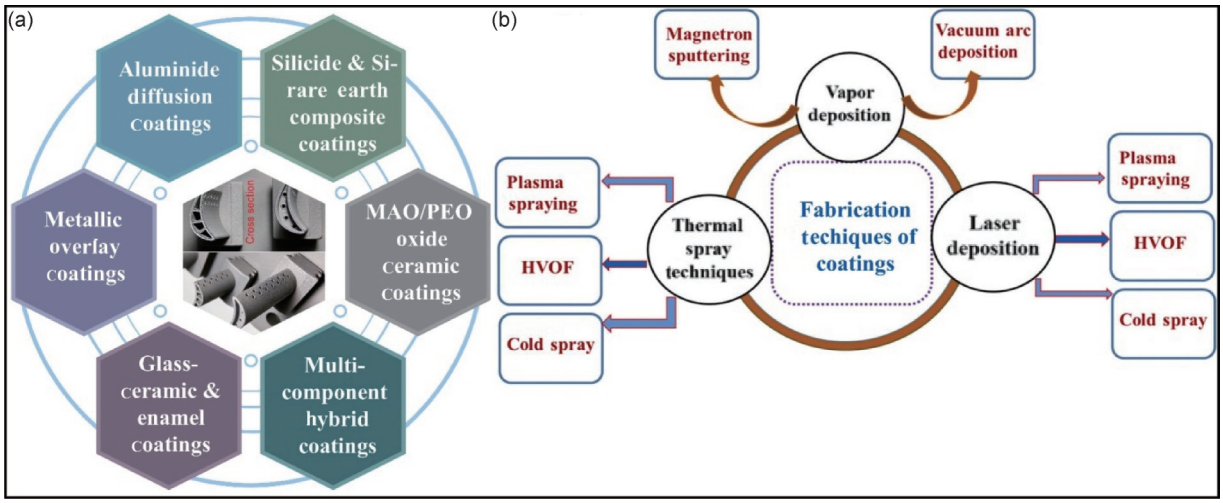


图 6 Ti_2AlNb 合金常见的高温防护涂层体系示意图(a)[32]及典型涂层制备方法示意图(b)[134]

Fig.6 Schematic diagram of common high-temperature protective coating systems for Ti_2AlNb alloy(a)[32] and schematic diagram of typical coating preparation methods(b)[134]

4.2 Ti_2AlNb 合金扩散涂层与改性

铝化物扩散涂层是钛基材料上应用最成熟的高温防护体系，通过包埋扩散或浆料渗铝在 Ti_2AlNb 表面构筑富 Al 金属间化合物层。该扩散层在高温氧化中可演化为稳定的 α-Al_2O_3 膜，为合金提供主要的选择性氧化阻隔能力。图 7 为 Ti-22Al-23Nb 合金渗铝处理过程示意图[135]。如图所示，渗铝过程通过气相传输的铝卤化物在 Ti_2AlNb 合金表面发生分解并沉积出金属 Al，随后 Al 向基体内部扩散形成富 Al 扩散层和反应层，从而在表层构建稳定的 Al 源，为后续形成连续致密的 α-Al_2O_3 选择性氧化膜奠定基础[135]。然而，Ti_2AlNb 基体中 Ti-Al 反应易生成脆性的 $TiAl_3$ 相，导致涂层在热循环中易发生开裂或剥落。为抑制脆性相形成并改善界面相容性，近期研究多通过调控渗铝温度与活度、优化扩散动力学等方式提升涂层稳定性，但整体仍面临界面脆化及热应力敏感性较高的问题[135]。Pillai 等[136]以及 Leng 等[137]在 Ni 基合金体系中的研究均显示，渗铝处理可显著提升基体材料在 900～1050 ℃条件下的抗氧化能力，进一步验证了铝化物扩散涂层在不同合金体系中的普适性与有效性。

硅基涂层通过硅化或硅-稀土共渗反应在 Ti_2AlNb 表面形成 SiO_2 主导的阻隔体系，是区别于铝化物的一类重要防护策略。其核心机理在于 Si 在高温下生成致密 SiO_2 膜，而稀土元素可改善氧化膜黏附性并降低界面生长应力。Si-Y 共沉积体系尤具代表性，该涂层在 850 ℃氧化时可形成由 Al_2O_3-TiO_2-SiO_2 组成的三元复合氧化膜，从而显著提升熔盐腐蚀环境下的膜层完整性与抗渗透能力[135]。如叠加渗铝处理，可进一步强化 Al 的选择性氧化，使表面长期保持以 α-Al_2O_3 为主导的结构，实现了 SiO_2 阻隔与 Al_2O_3 保护的协同增强效应[138]。Xiang 等[77]进一步指出，在典型的 NaCl-Na_2SO_4 熔盐腐蚀环境中，该类涂层会演化为致密的非晶 $Na_2Si_2O_5$ 玻璃相，该玻璃态氧化膜能够有效阻碍 Cl^- 和 SO_4^{2-} 等腐蚀性离子的渗透，从而显著提高涂层在熔盐腐蚀条件下的长期稳定性，使其在 1023 K 长期暴露后仍保持良好完整性。因此，硅基与 Si-稀土

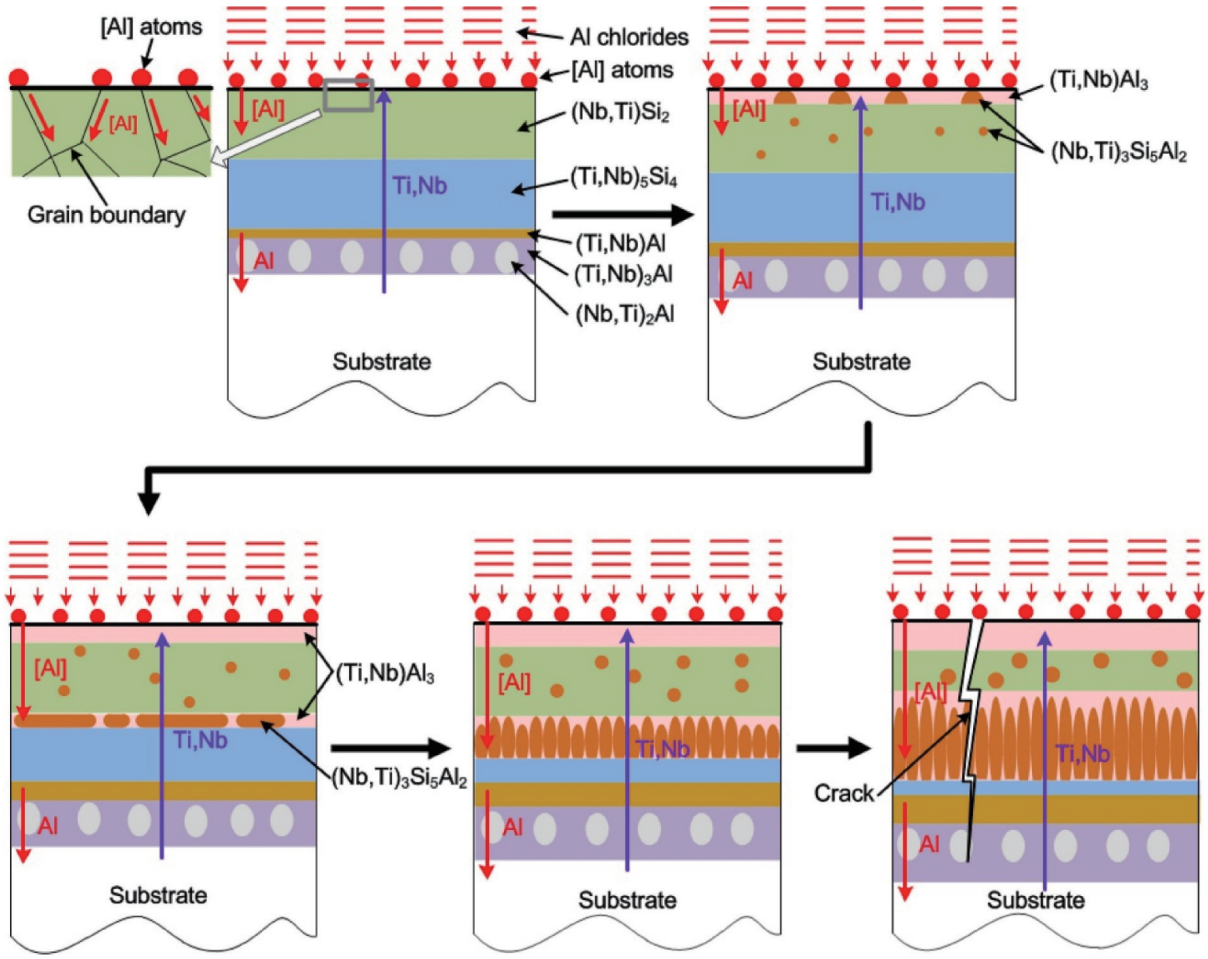


图7　Ti-22Al-23Nb合金渗铝处理过程示意图[135]

Fig.7　Schematic illustration of the aluminization process on Ti-22Al-23Nb alloy[135]

复合体系已成为Ti_2AlNb多元防护体系中的关键发展方向之一。

4.3　Ti_2AlNb合金金属型防护涂层

金属覆盖涂层通过在Ti_2AlNb基体表面沉积一层成分与结构可控的金属合金层,如*M*CrAlY、Al/Cr以及Ni-Re等体系,构建起具有良好高温稳定性和化学缓冲能力的金属型防护界面。与扩散型涂层不同,该类涂层并不依赖于元素向基体内部的深度扩散来实现防护,而是通过外加金属层本身作为Al源和结构支撑,在高温环境中原位生成连续致密的Al_2O_3保护膜,从而有效抑制氧和腐蚀性元素向基体内部的渗透,并降低基体与环境之间的直接反应速率。任蓓蕾等[139]采用加弧辉光等离子渗镀技术在Ti_2AlNb合金表面制备渗铝层,研究表明,该涂层在750 ℃ Na_2SO_4熔盐腐蚀环境中能够形成以α-Al_2O_3为主的致密氧化膜,从而显著提高合金的抗热腐蚀性能;而在含NaCl的混合盐中,Cl^-的渗入会破坏氧化膜连续性并加速涂层退化。

在薄膜型金属覆盖体系中,过滤电弧离子镀制备的Al_2O_3/Al双层涂层表现出典型的界面协同演化特征。该体系在高温氧化过程中,Al层可与Ti_2AlNb基体中的O相发生互扩散反应,在界面处形成γ-TiAl过渡层及局部富Nb区域,从而有效缓解涂层与基体之间的晶格失配与热膨胀失配,提高界面结合强度与热循环稳定性[140]。这种金属层-基体反应层-陶瓷氧化层逐级过渡的结构,有助于构建更加稳定的多层防护体系。

磁控溅射结合双辉扩散技术制备的Al/Cr涂层则通过引入Cr元素对Al的选择性氧化行为进行调控。在高温氧化过程中,该涂层能够持续促进α-Al_2O_3的优先生长,同时在表层形成硬质Al-Cr合金相,提高涂层对热冲击和机械损伤的抵抗能力[141-142]。Cr的存在不仅改善了氧化膜的附着性与致密性,还可通过调节氧化动力学过程,使氧化膜的生长更加稳定可控,从而提升整体防护性能。李阳等[143]采用双辉等离子渗铬结合磁控溅射镀铝并经扩散热处理的方法,在Ti_2AlNb合金表面制备了Al/Cr复合涂层。研究表明,在Na_2SO_4熔盐腐蚀环境中,该涂层能够通过形成

以Al_2O_3和Cr_2O_3为主的致密混合氧化膜，有效阻碍腐蚀性介质向基体的渗透，从而显著提高Ti_2AlNb合金的抗热腐蚀性能。

在工程应用层面，NiCoCrAlY及Ni-Re涂层是最具代表性的金属覆盖体系。该类涂层通常采用大气等离子喷涂（atmospheric plasma spraying，APS）或超音速火焰喷涂（high velocity oxygen fuel spraying，HVOF）等热喷涂技术制备，可在Ti_2AlNb基体表面形成厚度可控、组织均匀且孔隙率较低的金属覆盖层。涂层在高温氧化过程中通过内部Al元素的外扩散，在表面稳定生成连续致密的Al_2O_3氧化膜，同时涂层本体作为扩散屏障，有效抑制Ti、Nb等基体元素向外迁移及氧向内扩散，从而显著降低基体参与氧化反应的程度[144-145]。此外，Ni或NiCo基体提供了良好的高温力学支撑，而Cr元素可改善抗热腐蚀能力，Y或Re等微量元素则有助于提高氧化膜与涂层之间的结合强度和抗剥落能力，使涂层在长期热循环条件下仍能保持较高的结构稳定性。

4.4 其他技术探索

陶瓷氧化涂层依托MAO或PEO在Ti_2AlNb表面原位构筑多相陶瓷膜层，通常由Al_2TiO_5、金红石TiO_2、Al_2O_3与Nb_2O_5组成。电解液体系（如NaOH、NaF、$NaAlO_2$或$(NaPO_3)_6$）可显著调控陶瓷层的致密度、微孔结构与相分布，从而影响其耐氧化性与耐磨性[146-148]。Ouyang等[39]研究表明，两步电压控制的MAO涂层在室温与600 ℃均可显著降低摩擦因数与提升耐磨性，而在Na_2SiO_3体系中引入SiC可进一步改善润滑性能。Wang等[149]提出的PEO/hBN复合涂层则利用h-BN固体润滑相调控放电通道，使涂层在1000 ℃下呈现准抛物线氧化动力学，100 h的增重仅为裸材的1/3左右；高温中生成的AlN与TiN可填补放电孔隙，使涂层在长期暴露下保持良好的阻氧完整性。

玻璃陶瓷与搪瓷涂层基于SiO_2-B_2O_3-Al_2O_3-碱金属氧化物构建多元玻璃网络，通过浆料涂覆与高温烧结在Ti_2AlNb合金上形成连续致密的玻璃态阻隔膜。Zhang等[150]在Ti-22Al-26Nb合金上制备的溶胶-凝胶SiO_2薄膜在800～900 ℃氧化中可显著降低增重速率，并抑制TiO_2、Nb_2TiO_7与$AlNbO_4$生长。Wu等[151]进一步指出，电沉积SiO_2涂层在熔盐热腐蚀环境中会演化为由非晶SiO_2、$Na_2Si_4O_9$和方石英构成的玻璃-晶体复合结构，该结构能够同时阻碍Ti、Al的外扩散与腐蚀性离子的内渗透，从而显著提高涂层在热腐蚀条件下的稳定性；同时，由于界面氧分压降低，还可诱导形成稳定的Al_2O_3选择性氧化层，进一步增强其抗热腐蚀防护能力。需要注意的是，玻璃相与Ti_2AlNb基体的热膨胀系数差异较大，可能导致热循环中出现开裂，因此涂层成分与玻璃网络结构仍需优化。

多元复合涂层体系通过将扩散层、陶瓷层、固体润滑相以及表面微结构耦合构筑，实现界面反应动力学、氧化膜演化与高温磨损行为的同步调控，已成为Ti_2AlNb合金高温防护的重要发展方向。典型策略包括：在扩散体系中引入Si-稀土元素并叠加渗铝构建Al_2O_3-SiO_2协同阻隔结构；利用激光织构与MAO的复合设计，通过织构实现磨屑储存与应力分流，由陶瓷层提供高硬度承载；在PEO过程中引入SiC或h-BN颗粒以调控放电行为、降低孔隙度并提升高温氧化稳定性。在更宽泛的杂化体系研究中，Zehra等[152]通过在PEO电解液中加入SiO_2纳米颗粒制备TiO_2-MoO_2-SiO_2杂化涂层，证实SiO_2可封闭放电诱导的缺陷并显著提升耐腐蚀性；Liu等[153]则通过阳极氧化、光还原与旋涂集成，实现多尺度杂化结构的协同强化，并表现出优异的界面稳定性与功能保持能力。综上所述，多元复合涂层能够在多机制作用下获得远优于单一体系的阻氧、抗蚀和高温力学性能，为Ti_2AlNb合金在复杂服役环境中的长期稳定运行提供了新的设计路径。

5 发展挑战

5.1 基础研究

近年来针对Ti_2AlNb合金的高温氧化与腐蚀行为已取得大量认识，然而其环境失效机理本质上是一个多相组织、多元素扩散与多界面反应高度耦合的复杂过程，目前尚缺乏能够统一描述的定量理论框架。已有研究表明，B2相、O相与α_2相在成分、扩散能力及电化学稳定性上的显著差异决定了其选择性氧化与腐蚀行为，但对不同相区间氧、氯、氢等活性原子的真实扩散路径、速率差异及其与相变过程的耦合关系仍缺乏系统量化。尤其是在高温氧化-热腐蚀-水蒸气环境协同作用下，界面反应通常呈现出明显的非稳态特征，使得基于单一环境建立的机理模型难以直接外推至工程使用条件。

Nb元素在氧化过程中所体现出的促进致密化-诱发失稳双重效应虽已得到普遍认可，但其临界成分区间、空间分布形态及其与Al选择性氧化之间的动态平衡关系仍缺乏明确界定。目前对Al_2O_3、TiO_2、Nb_2O_5及$AlNbO_4$等多种氧化物协同演化机制的理解仍以定性描述为主，对氧化膜内部相结构演变、应力积累与裂纹萌生之间的耦合关系尚未形成可预测模型。

Ti_2AlNb合金中高密度晶界与相界面共同构成的多界面网络使其环境失效不再遵循传统晶界主导型腐蚀或单相合金氧化理论。如何在多界面体系中建立界面反应活性排序、反应通道连通性及其与宏观氧化/腐蚀动力学之间的内在联系,是基础研究层面亟待突破的关键问题。这不仅关系到对Ti_2AlNb合金环境行为的深入理解,也对多相高温结构材料界面反应理论的发展具有普适意义。

5.2　涂层技术

基于防护策略发展现状,渗铝、硅化、硅-稀土共渗、*M*CrAlY 金属覆盖涂层、MAO/PEO 陶瓷涂层以及玻璃陶瓷阻隔层等技术已分别在不同环境条件下展现出一定有效性,但其在Ti_2AlNb合金上的长期稳定性仍面临突出挑战。多数涂层体系仍难以同时满足抗氧化+抗熔盐腐蚀+抗水蒸气损伤三重要求,通常仅对单一环境具有优势,而在复合环境中易出现防护失效。

由于Ti_2AlNb合金本身Nb活性扩散行为显著,涂层/基体界面往往伴随着复杂的元素互扩散与相变反应,容易形成脆性中间相或非连续反应层,从而削弱界面结合强度并诱发涂层剥落问题。对于金属覆盖型涂层而言,Al向基体的消耗、Nb向涂层的反扩散以及界面相结构演化对长期服役稳定性的影响仍缺乏系统规律;而扩散型涂层则面临涂层厚度难以精确控制、对基体组织扰动较大的问题。

多数涂层体系仍以单一防护机理为主导,如单纯依赖Al_2O_3或SiO_2的阻隔效应,而尚未在工程层面实现选择性氧化+离子阻隔+界面缓冲+应力调控的多功能协同设计。如何构建具有梯度成分、分级结构及多层协同防护能力的复合涂层体系,使其既能适应Nb活性扩散特性,又能在复杂热循环条件下保持界面稳定性,是涂层技术走向工程实用化必须解决的核心问题。

5.3　应用与评价

Ti_2AlNb合金在工程化应用方面仍面临诸多关键挑战(图8[154])。然而,现有研究主要集中于其室温与高温力学性能、成分优化及组织调控等方面,而针对工程使用条件下环境稳定性的系统研究尚显不足。对于面向高温服役的结构材料而言,抗氧化与耐腐蚀性能具有工程意义,其重要性不亚于力学性能本身,甚至直接制约材料的实际应用可行性。当前对Ti_2AlNb合金环境稳定性的评价仍主要基于短时等温氧化或单一熔盐腐蚀实验,难以真实反映实际使用中高温、盐雾、水蒸气及热循环交替作用的复杂工况。已有研究表明,在交替高温-盐雾环境中,Cl_2诱发的氯化-再氧化循环可显著加速氧化膜疏松化,而水蒸气中氢的渗入又会引发沿晶脆化,这类协同效应在单一环境实验中难以被充分暴露[94]。因此,建立更加接近真实服役条件的多因素耦合评价方法,是推动Ti_2AlNb合金工程应用的前提。

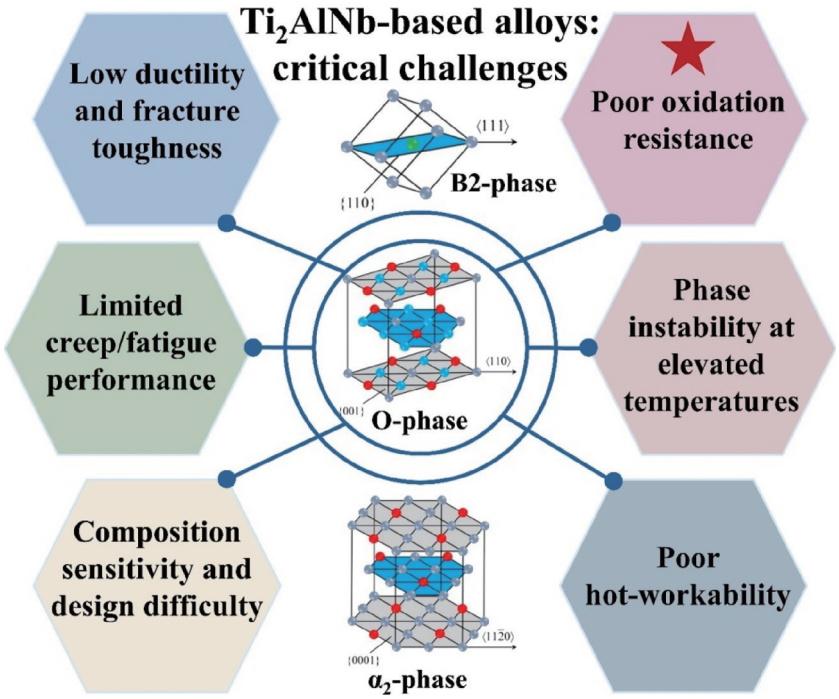


图8　Ti_2AlNb合金发展面临的六大核心挑战[154]

Fig.8　A schematic overview of the six core challenges facing the development of Ti_2AlNb alloys[154]

当前评价体系仍以质量增加或腐蚀速率作为主要指标，而对环境损伤-组织演化-力学性能退化之间的内在联系缺乏系统表征。对于航空发动机典型构件而言，氧化与腐蚀更具破坏性的后果往往体现在界面脆化、疲劳寿命衰减与断裂模式转变上，因此迫切需要构建以结构完整性和服役可靠性为导向的综合评价指标体系。

从发展路径上看，Ti_2AlNb合金的防护研究正由单一材料或单一涂层优化向材料-界面-涂层-环境协同设计转变。未来应重点围绕以下三方面展开：(1)从多相组织与界面网络结构出发，开发能够描述界面反应通道连通性的多尺度机理模型；(2)构建与Nb活性扩散行为相适配的多层协同防护涂层体系，实现Al_2O_3、SiO_2及金属阻挡层的功能互补；(3)建立面向复杂环境的长时、多工况与多性能耦合评价方法。

6 结束语

Ti_2AlNb合金的高温氧化与腐蚀行为由其O、B2和α_2相构成的多相组织结构所主导，不同相区间在成分、扩散能力及电化学稳定性上的差异，使其呈现出显著的选择性氧化与界面耦合反应特征，这是其环境失效行为区别于传统钛合金的主要原因。Nb元素在Ti_2AlNb合金氧化过程中具有促进致密化-诱发失稳的双重效应：适量Nb通过掺杂TiO_2晶格抑制氧扩散，有利于减缓氧化动力学；而过量Nb则易生成Nb_2O_5和$AlNbO_4$等非保护性氧化物，在高温下诱发界面弱化和氧化膜失稳，是影响长期环境稳定性的关键因素。Ti_2AlNb合金在含Cl^-熔盐及水蒸气环境中对活性氧化和氢致损伤具有高度敏感性，高温氧化、热腐蚀与氢渗入易发生协同作用，使氧化膜破坏与基体脆化过程相互强化，显著缩短材料的服役寿命。现有防护技术可根据机理进一步分为扩散型涂层、金属覆盖型涂层、原位陶瓷转化涂层和阻隔型涂层四类。总体上，四类涂层在不同环境中各具优势，但随着服役条件越来越苛刻，存在界面稳定性不足、长期可靠性欠佳及多环境协同防护能力有限等问题。

面向Ti_2AlNb合金的工程化应用需求，未来研究应从跨尺度、系统性的视角，着力于联结原子扩散机制与构件全寿命环境性能预测这两个关键环节，以贯通从微观机理到宏观行为的技术路径。在原子与纳米尺度上，需要深入揭示O、Cl、H及Nb等关键元素在不同相区和界面中的扩散路径与反应动力学；在微观尺度上，应系统阐明多相组织、氧化膜与涂层界面之间的协同演化规律；在宏观尺度上，则需建立环境损伤与力学性能退化之间的定量关联模型。在防护体系设计方面，单一机理主导的涂层已难以满足复杂工况环境需求，未来应重点发展以多层结构＋多机制协同为特征的新型多功能复合涂层体系，实现Al_2O_3选择性氧化、SiO_2阻隔效应、金属层缓冲作用及界面应力调控能力的有机统一。在评价方法上，有必要构建更贴近实际工况的多因素耦合实验系统，并将环境损伤、组织演化与力学性能退化纳入统一评价体系，推动环境稳定性研究由经验型评估向可预测性设计转变。只有在基础理论、涂层技术与应用评价三者形成深度闭环后，Ti_2AlNb合金方能完成从潜在高温结构材料向可长期服役工程材料的实质性跨越，这也构成了该材料体系未来发展的核心范式。

参考文献

[1] QU S J, TANG S Q, FENG A H, et al. Microstructural evolution and high-temperature oxidation mechanisms of a titanium aluminide based alloy[J]. Acta Materialia, 2018, 148: 300-310.

[2] OUYANG P X, MI G B, CAO J X, et al. Microstructure characteristics after combustion and fireproof mechanism of TiAl-based alloys[J]. Materials Today Communications, 2018, 16: 364-373.

[3] HU R, ZHANG K W, ZOU H, et al. Research progress on Ti_2AlNb-based alloys and composites for aerospace applications [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1021: 179701.

[4] LIU Y J, PAN Y, LU R P, et al. Oxygen scavenging-driven plastic response of α_2-Ti_3Al in dual-phase TiAl alloy[J]. Acta Materialia, 2026, 305: 121853.

[5] HAO J J, CHEN C Y, XUE P, et al. Microstructure-dependent high-temperature oxidation behavior of Mn-containing β-solidifying γ-TiAl alloys[J]. Corrosion Science, 2026, 260: 113579.

[6] 杨锐. 钛铝金属间化合物的进展与挑战[J]. 金属学报, 2015, 51(2): 129-147.
YANG R. Advances and challenges of TiAl base alloys[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(2): 129-147.

[7] 邱越海，弭光宝，李培杰，等. 航空发动机高温钛铝合金起燃温度的计算模型研究[J]. 航空材料学报, 2025, 45(4): 116-123.
QIU Y H, MI G B, LI P J, et al. Calculation model of ignition temperature of high temperature titanium-aluminum alloy for aeroengine[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(4): 116-123.

[8] PAN Y, YANG Y C, ZHOU Q J, et al. Achieving synergy of strength and ductility in powder metallurgy commercially pure titanium by a unique oxygen scavenger[J]. Acta Materialia, 2024, 263: 119485.

[9] BANERJEE D, GOGIA A K, NANDI T K, et al. A new ordered orthorhombic phase in a Ti_3AlNb alloy [J]. Acta Metallurgica, 1988, 36(4): 871-882.

[10] 张学军，赵书彦，高春香，等. Ti-22Al-26Nb合金的高温氧化行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 38(12): 2183-2186.
ZHANG X J, ZHAO S Y, GAO C X, et al. Oxidation behavior of Ti-22Al-26Nb alloy at high temperatures[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 38(12): 2183-2186.

[11] SUI X C, LIN J, CHENG S, et al. Controlling the tensile proper-

ties of a high-strength-ductility Ti_2AlNb alloy by hot rolling[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 33: 1846-1859.

[12] ZHOU Y, CAO J X, HUANG X, et al. Effects of aging temperature on the microstructure and mechanical properties of a Ti_2AlNb based alloy[J]. Materials Science Forum, 2016, 849: 368-375.

[13] HE Y S, HU R, LUO W Z, et al. Microstructure and mechanical properties of a new Ti_2AlNb-based alloy after aging treatment[J]. Rare Metals, 2018, 37(11): 942-951.

[14] ZHANG J H, LIU J M, XU D S, et al. Characterization of the prior particle boundaries in a powder metallurgy Ti_2AlNb alloy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(11): 2513-2525.

[15] 王子彧,陈志勇,王新,等.Ti_2AlNb薄板的织构及其对拉伸性能各向异性的影响[J].金属学报,2025,61(11):1625-1637.
WANG Z Y, CHEN Z Y, WANG X, et al. Texture of Ti_2AlNb sheet and its effect on anisotropy of tensile properties [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2025, 61(11): 1625-1637.

[16] LIU Z D, YANG J R, ZHAO X L, et al. Heterostructure manipulation of Ti_2AlNb alloy through directional induction heating: investigation of multi-scale deformation mechanisms in the O phase [J]. International Journal of Plasticity, 2023, 171: 103830.

[17] AYADH W, DENAND B, HALKOUM A, et al. Effect of prior α_2 phase on precipitation kinetics of O-phase in advanced Ti_2AlNb alloy[J]. Acta Materialia, 2023, 252: 118930.

[18] 冯艾寒,陈强,王剑,等.低密度Ti_2AlNb基合金热轧板微观组织的热稳定性[J].金属学报,2023,59(6):777-786.
FENG A H, CHEN Q, WANG J, et al. Thermal stability of microstructures in low-density Ti_2AlNb-based alloy hot rolled plate [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2023, 59(6): 777-786.

[19] CUI X Y, YANG J L, LI Q X, et al. Electronic structure of Ti_2AlNb (O phase) [J]. Journal of Physics: Condensed Matter, 1999, 11(32): 6179-6186.

[20] LEYENS C, GEDANITZ H. Long-term oxidation of orthorhombic alloy Ti-22Al-25Nb in air between 650 and 800 ℃[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(8): 901-906.

[21] GERMANN L, BANERJEE D, GUÉDOU J Y, et al. Effect of composition on the mechanical properties of newly developed Ti_2AlNb-based titanium aluminide [J]. Intermetallics, 2005, 13(9): 920-924.

[22] HU K M, HUANG J C, WEI Z Y, et al. Elastic and thermodynamic properties of the Ti_2AlNb orthorhombic phase from first-principles calculations [J]. Physica Status Solidi B-Basic Solid State Physics, 2017, 254(6): 1600634.

[23] WEI Z Y, HU K M, SA B S, et al. Pressure-induced structure, electronic, thermodynamic and mechanical properties of Ti_2AlNb orthorhombic phase by first-principles calculations [J]. Rare Metals, 2021, 40(10): 2964-2974.

[24] ZHANG H Y, LI C, MA Z Q, et al. Effect of dual aging treatments on phase transformation and microstructure in a pre-deformed Ti_2AlNb-based alloy containing O+ β/B2 structures [J]. Vacuum, 2019, 164: 175-180.

[25] KUMPFERT J. Intermetallic alloys based on orthorhombic titanium aluminide [J]. Advanced Engineering Materials, 2001, 3(11): 851.

[26] ZHAO P, CAO G J, FENG A H, et al. Novel insights into anisotropy in a rolled Ti_2AlNb-based alloy: the role of α_2, O and B2 phases[J]. Materials Letters, 2025, 400: 139188.

[27] WANG W, ZENG W D, LIU Y T, et al. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy with three typical microstructures[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2018, 27(1): 293-303.

[28] ZHANG H Y, YAN N, LIANG H Y, et al. Phase transformation and microstructure control of Ti_2AlNb-based alloys: a review[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 80: 203-216.

[29] WEI J X, JIA Y, ZHANG Y Y, et al. Effect of hot rolling process on the evolution of microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb-based alloy foil during cold rolling[J]. Materials Characterization, 2024, 210: 113784.

[30] ZHENG Y P, ZENG W D, LI D, et al. Fracture toughness of the bimodal size lamellar O phase microstructures in Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 709: 511-518.

[31] WANG W, ZENG W D, XUE C, et al. Microstructure control and mechanical properties from isothermal forging and heat treatment of Ti-22Al-25Nb (at.%) orthorhombic alloy [J]. Intermetallics, 2015, 56: 79-86.

[32] ZHOU Y H, LI W P, WANG D W, et al. Selective laser melting enabled additive manufacturing of Ti-22Al-25Nb intermetallic: excellent combination of strength and ductility, and unique microstructural features associated [J]. Acta Materialia, 2019, 173: 117-129.

[33] ZHANG F, ZENG W D, ZHANG P H, et al. Simultaneous enhancements of strength and toughness by multiscale lamellar structure in Ti_2AlNb based intermetallic [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 174: 249-261.

[34] 弭光宝,欧阳佩旋,陈航,等.航空发动机高温钛合金非等温氧化行为研究进展[J].航空制造技术,2019,62(15):88-92.
MI G B, OUYANG P X, CHEN H, et al. Research progress of non-isothermal oxidation behavior of high temperature titanium alloys for aero-engine[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2019, 62(15): 88-92.

[35] MAZILIN I, ZAITSEV N, ARTAMONOV A, et al. Investigation of compatibility between *M*-Cr-Al-*X* thermal spray coatings and third generation γ-TiAl alloys[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(9): 5869-5881.

[36] KONG L Y, SHEN L, LU B, et al. Preparation of $TiAl_3$-Al composite coating by cold spray and its high temperature oxidation behavior[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2010, 19(6): 1206-1210.

[37] WANG Y H, OUYANG J H, LIU Z G, et al. Microstructure and high temperature properties of two-step voltage-controlled MAO ceramic coatings formed on Ti_2AlNb alloy [J]. Applied Surface Science, 2014, 307: 62-68.

[38] ZHANG K, WANG Q M, SUN C, et al. Preparation and oxidation resistance of a crack-free Al diffusion coating on Ti22Al26Nb

[J].Corrosion Science,2007,49(9):3598-3609.

[39] OUYANG J H, WANG Y H, LIU Z G, et al. Preparation and high temperature tribological properties of microarc oxidation ceramic coatings formed on Ti_2AlNb alloy[J]. Wear, 2015, 330: 239-249.

[40] LEYENS C. Oxidation of orthorhombic titanium aluminide Ti-22Al-25Nb in air between 650 and 1000 ℃[J].Journal of Materials Engineering and Performance,2001,10(2):225-230.

[41] CVIJOVIĆ-ALAGIĆ I,CVIJOVIĆ Z,ZAGORAC D,et al.Cyclic oxidation of Ti_3Al-based materials[J].Ceramics International, 2019,45(7):9423-9438.

[42] XIANG J M,MI G B,QU S J,et al.Thermodynamic and microstructural study of Ti_2AlNb oxides at 800 ℃[J]. Scientific Reports,2018,8:12761.

[43] MAŁECKA J. Investigation of the oxidation behavior of orthorhombic Ti_2AlNb alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance,2015,24(5):1834-1840.

[44] CHEN J,CHEN Q,QU S J,et al.Oxidation mechanisms of an intermetallic alloy at high temperatures[J].Scripta Materialia,2021, 199:113852.

[45] GONG Y C,LIANG J H,QU S J,et al.Effect of Nb content on the oxidation behavior and microstructural evolution of Ti_2AlNb-based alloys[J].Metals,2025,15(10):1120.

[46] DADÉ M,ESIN V A,NAZÉ L,et al.Short- and long-term oxidation behaviour of an advanced Ti_2AlNb alloy[J].Corrosion Science,2019,148:379-387.

[47] DAI J J,ZHU J Y,CHEN C Z,et al.High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of titanium alloys and titanium aluminides:a review[J].Journal of Alloys and Compounds,2016, 685:784-798.

[48] SHAO L,LI Z B,YU J B,et al.Combustion behavior and mechanisms of Ti_2AlNb compared to an α+β Ti alloy[J].Corrosion Science,2021,192:109868.

[49] KIM D,SEO D,HUANG X,et al.Oxidation behaviour of gamma titanium aluminides with or without protective coatings[J]. International Materials Reviews,2014,59(6):297-325.

[50] XU Y X,MA G S,LI Z C,et al.Valence-dependent TiO_2 inhibition for enhancing oxidation resistance in Ti_2AlC *via* Zr/Nb solid solution[J].Corrosion Science,2025,257:113351.

[51] ZHANG K R,LI J G,AN J T,et al.Investigation on double TiN/$Al(Nb,Ta)_2$ protective layers of TiAl-Ta alloy after high-temperature oxidation[J].Ceramics International,2024,50(22):45133-45143.

[52] BANU A,MARCU M,PETRESCU S,et al.Effect of niobium alloying level on the oxidation behavior of titanium aluminides at 850 ℃[J]. International Journal of Minerals,Metallurgy,and Materials,2016,23(12):1452-1457.

[53] JIN X C,YE P H,JI H R,et al.Oxidation resistance of powder metallurgy Ti-45Al-10Nb alloy at high temperature[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2022, 29(12):2232-2240.

[54] LIN J P,ZHAO L L,LI G Y,et al.Effect of Nb on oxidation behavior of high Nb containing TiAl alloys[J].Intermetallics,2011, 19(2):131-136.

[55] LIANG Z Q,XIAO S L,YUE H Y,et al.Tailoring microstructure and improving oxidation resistance of an additively manufactured high Nb containing TiAl alloy *via* heat treatment[J].Corrosion Science,2023,220:111287.

[56] JIANG H R,HIROHASI M,LU Y,et al.Effect of Nb on the high temperature oxidation of Ti-(0-50 at.%)Al[J].Scripta Materialia,2002,46(9):639-643.

[57] HE Y S,HU R,LUO W Z,et al.Oxidation behavior of a novel multi-element alloyed Ti_2AlNb-based alloy in temperature range of 650-850 ℃[J].Rare Metals,2018,37(10):838-845.

[58] LIU C Q,LUO P D,FENG Y,et al.Phase equilibria in the TiO_2-Nb_2O_5 system:new experiments and thermodynamic modeling[J]. Ceramics International,2023,49(18):30471-30480.

[59] VALENZA T C,WEBER P K,MARQUIS E A.Role of niobium in the high-temperature oxidation of titanium[J].Corrosion Science,2023,225:111603.

[60] 杨家俊,刘立斌,赵云,等.Ti_2AlNb基合金高温氧化初期热力学分析[J].粉末冶金材料科学与工程,2020,25(2):98-103.
YANG J J,LIU L B,ZHAO Y,et al.Thermodynamic analysis of Ti_2AlNb-based alloy in the initial stage of high temperature oxidation[J].Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2020,25(2):98-103.

[61] ZONG Y Y,WANG J W,SHAO B,et al.Mechanism and morphology evolution of the O phase transformation in Ti-22Al-25Nb alloy[J].Journal of Materials Science & Technology,2021, 89:97-106.

[62] DANG W,LI J S,ZHANG T B,et al.Microstructure and phase transformation in Ti-22Al-$(27-x)$Nb-xZr alloys during continuous heating [J]. Journal of Materials Engineering and Performance,2015,24(10):3951-3957.

[63] CHENG J W,LI J F,RAO Q L.Time-resolved *in-situ* XRD study on oxidation evolution of Ti_2AlNb-based alloys[J].Materials Today Communications,2023,36:106660.

[64] 吴明宇,弭光宝,李培杰,等.600 ℃高温钛合金燃烧组织演变及机理[J].物理学报,2023,72(16):198-216.
WU M Y,MI G B,LI P J,et al.Evolution and mechanism of combustion microstructure of 600 ℃ high temperature titanium alloy [J]. Acta Physica Sinica,2023,72(16):198-216.

[65] 张明达,刘英飒,郑真,等.合金元素复合化对Ti_2AlNb合金高温抗氧化性能影响[J].材料工程,2022,50(1):93-100.
ZHANG M D,LIU Y S,ZHENG Z,et al.Effect of compound alloying on high temperature oxidation resistance property of Ti_2AlNb alloy[J].Journal of Materials Engineering,2022,50(1): 93-100.

[66] LI Y,DAI J H,SONG Y.First-principles investigation on stability and oxygen adsorption behavior of a O/B2 interface in Ti_2AlNb alloys[J].Journal of Alloys and Compounds,2020,818: 152926.

[67] LI Y,DAI J H,SONG Y,et al.Adsorption properties of oxygen atom on the surface of Ti_2AlNb by first principles calculations[J]. Computational Materials Science,2017,139:412-418.

[68] LI Y,SHI B,DAI J H,et al.Theoretical study on the effects of al-

loying elements on oxygen-adsorption properties of the Ti_2AlNb surface[J].Surface Science,2024,743:122464.

[69] KULKOVA S E, BAKULIN A V, KULKOV S S. First-principles calculations of oxygen diffusion in Ti-Al alloys[J].Latvian Journal of Physics and Technical Sciences,2018,55(6):20-29.

[70] ZHANG M,XIANG H P,XU L,et al.First-principles investigation on the adsorption and diffusion of oxygen at the B2(110)-O(001) interface in Ti_2AlNb alloys[J].Metals,2024,14(3):316.

[71] RAZUMOVSKIY V I,ECKER W,WIMLER D,et al.An atomistic view on oxygen,antisites and vacancies in the γ-TiAl phase[J].Computational Materials Science,2021,197:110655.

[72] DAI J J,SUN C X,WANG A M,et al.High temperature oxidation and hot corrosion behaviors of Ti_2AlNb alloy at 923 K and 1023 K[J].Corrosion Science,2021,184:109336.

[73] 欧阳佩旋,陈航,孙若晨,等.钛铝系合金的非等温氧化特性[J].材料工程,2024,52(5):26-33.
OUYANG P X,CHEN H,SUN R C,et al.Non-isothermal oxidation characteristic of titanium-aluminium intermetallic alloys[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(5):26-33.

[74] HE Q F,WANG X F,WANG Q,et al.Designing refractory complex concentrated alloys for extreme environments[J].Current Opinion in Solid State and Materials Science,2026,41:101255.

[75] SUN J,JIN Z Q,CHANG H L,et al.A review of chloride transport in concrete exposed to the marine atmosphere zone environment:experiments and numerical models[J].Journal of Building Engineering,2024,84:108591.

[76] ZHENG D Y, XIONG Y M, ZHU S L, et al. Oxidation and hot corrosion behavior of Ti_2AlNb-based alloy with and without enamel coating at 800 ℃[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(Suppl 3): 2050-2054.

[77] XIANG J Y,XIE F Q,WU X Q,et al.Hot corrosion behavior of a Si-Y co-deposition coating on a Ti_2AlNb based alloy in NaCl-Na_2SO_4 mixture[J].Surface and Coatings Technology,2021,419:127282.

[78] LI J Z,WANG D Y,ZHU D.Electrochemical dissolution behavior of cast and forged Ti_2AlNb alloys in NaCl and $NaNO_3$ electrolytes[J].Electrochimica Acta,2024,505:144966.

[79] LIU Y Y,DING X F,WU L H,et al.Study of the corrosion behavior of cast Ti_2AlNb alloy in HF-HNO_3 solution[J].Journal of Materials Research and Technology,2025,34:372-383.

[80] WANG P,CAI D Y.Study of the protection of aluminum alloy surfaces by a graphene-modified fluorocarbon anticorrosive coating[J].International Journal of Photoenergy,2020,2020:8835737.

[81] BAO Z B,WANG Q M,LI W Z,et al.Preparation and hot corrosion behaviour of an Al-gradient NiCoCrAlYSiB coating on a Ni-base superalloy[J].Corrosion Science,2009,51(4):860-867.

[82] MOHANTY B P,SHORES D A.Role of chlorides in hot corrosion of a cast Fe-Cr-Ni alloy.Part Ⅰ:experimental studies[J].Corrosion Science,2004,46(12):2893-2907.

[83] RAMACHANDRAN C S, BALASUBRAMANIAN V, ANANTHAPADMANABHAN P V.On the cyclic hot corrosion behaviour of atmospheric plasma sprayed lanthanum zirconate based coatings in contact with a mixture of sodium sulphate and vanadate salts:a comparison with the traditional Ysz duplex and NiCrAlY coated samples[J].Vacuum,2013,97:81-95.

[84] WANG W,ZHOU C G.Hot corrosion behaviour of Nbss/Nb_5Si_3 *in situ* composites in the mixture of Na_2SO_4 and NaCl melts[J].Corrosion Science,2013,74:345-352.

[85] ZHANG K,LIU M M,LIU S L,et al.Hot corrosion behaviour of a cobalt-base super-alloy K40S with and without NiCrAlYSi coating[J].Corrosion Science,2011,53(5):1990-1998.

[86] LUO Y,YANG L,LI Z,et al.Failure behavior study of EB-PVD TBCs under salt spray corrosion and thermal shock cycles[J].Materials Research Express,2021,8(9):096404.

[87] 孙光耀,刘石双,周毅,等.Ti_2AlNb合金在不同温度下的热盐腐蚀行为[J].材料工程,2024,52(8):159-168.
SUN G Y,LIU S S,ZHOU Y,et al.Hot salt corrosion behavior of Ti_2AlNb alloys at different temperatures[J].Journal of Materials Engineering,2024,52(8):159-168.

[88] MARCU M,BANU A,ANGHEL E M,et al.Corrosion behavior of a thermally oxidized orto-titanium aluminide in synthetic seawater[J].International Journal of Electrochemical Science,2015,10(10):8284-8297.

[89] GARIP Y,GARIP Z,OZDEMIR O.Prediction modeling of type-Ⅰ hot corrosion performance of Ti-Al-Mo-*X* (*X*=Cr,Mn) alloys in $(Na,K)_2SO_4$ molten salt mixture environment at 900 ℃[J].Journal of Alloys and Compounds,2020,843:156010.

[90] GARIP Y,OZDEMIR O.Corrosion behavior of the resistance sintered TiAl based intermetallics induced by two different molten salt mixture[J].Corrosion Science,2020,174:108819.

[91] GARIP Y,OZDEMIR O.Comparative study of the oxidation and hot corrosion behaviors of TiAl-Cr intermetallic alloy produced by electric current activated sintering[J].Journal of Alloys and Compounds,2019,780:364-377.

[92] CISZAK C,POPA I,BROSSARD J M,et al.NaCl induced corrosion of Ti-6Al-4V alloy at high temperature[J].Corrosion Science,2016,110:91-104.

[93] SUN Z P,WU W Q,CHEN Y N,et al.Microstructure characterization and hot corrosion mechanism of as-cast and heat treated high Nb containing TiAl alloy[J].Corrosion Science,2021,185:109399.

[94] CHEN W, HUANG L, LIU Y Y, et al. Oxidative corrosion mechanism of Ti_2AlNb-based alloys during alternate high temperature-salt spray exposure[J].Coatings,2022,12(10):1374.

[95] NICHOLLS J R,LEGGETT J,ANDREWS P.Hot salt corrosion of titanium aluminides[J].Materials and Corrosion,1997,48(1):56-64.

[96] NIU Y,GESMUNDO F,VIANI F,et al.The corrosion of Nb-modified Ti_3Al in a combustion gas with and without Na_2SO_4-NaCl deposits at 600-800 ℃[J].Oxidation of Metals,1994,42(5/6):393-408.

[97] XIANG J Y,XIE F Q,WU X Q,et al.Comparative investigation of oxidation behavior and hot corrosion behavior in NaCl-Na_2SO_4 mixture for a Ti_2AlNb based alloy at 1023 K[J].Intermetallics,2021,132:107151.

[98] TANG Z L,WANG F H,WU W T.Hot-corrosion behavior of

TiAl-base intermetallics in molten salts[J].Oxidation of Metals, 1999,51(3):235-250.
[99] SHAO B,WAN S X,XU W C,et al.Formation mechanism of an α_2 phase-rich layer on the surface of Ti-22Al-25Nb alloy[J].Materials Characterization,2018,145:205-209.
[100] QIAN Y H,LI X C,LI M S,et al.Hot corrosion of modified Ti_3Al-based alloy coated with thin Na_2SO_4 film at 910 and 950 ℃ in air[J].Transactions of Nonferrous Metals Society of China,2017,27(4):954-961.
[101] LIU Y Z,ZU X T,LIAN J,et al.TEM observation of oxide scale formed on a Ti-Al-Zr alloy oxidized at 360 ℃ in alkaline steam [J].Philosophical Magazine Letters,2004,84(11):705-712.
[102] SINHA P K,KAIN V.Oxidation and electrochemical characterization of oxide formed on Ti-Al-Zr in a neutral steam environment[J].Electrochimica Acta,2022,415:140275.
[103] CAI Z K,GUO Q Q,JIANG M J,et al.Influence of water vapour on the oxidation behaviour of TiAl based multielement alloys[J].Intermetallics,2021,135:107229.
[104] LUO L L,SU M,YAN P F,et al.Atomic origins of water-vapour-promoted alloy oxidation[J].Nature Materials,2018,17(6):514-518.
[105] ZHANG K,LI Z W,GAO W.Hot corrosion behaviour of Ti-Al based intermetallics[J].Materials Letters,2002,57(4):834-843.
[106] ZHANG K,LI Z W,HODGSON M A,et al.Molten salt vapour corrosion of Ti_3Al and TiAl based intermetallics[J].High Temperature Materials and Processes,2002,21(3):167-176.
[107] ZHANG K,GAO W,LIANG J.Molten salt vapour corrosion of Ti-Al-Ag intermetallics[J].Intermetallics,2004,12(5):539-544.
[108] SUN W Y,CHEN M H,WANG F H.Effect of oxygen doping on the corrosion behavior of nanocrystalline coating under the synergy of solid NaCl deposit and water vapor[J].Journal of Materials Science & Technology,2023,141:257-268.
[109] KIM S H,ERB U,AUST K T,et al.Grain boundary character distribution and intergranular corrosion behavior in high purity aluminum[J].Scripta Materialia,2001,44(5):835-839.
[110] LEHOCKEY E M,PALUMBO G,LIN P,et al.On the relationship between grain boundary character distribution and intergranular corrosion[J].Scripta Materialia,1997,36(10):1211-1218.
[111] RALSTON K D,BIRBILIS N.Effect of grain size on corrosion:a review[J].Corrosion,2010,66(7):75005-1-075005-13.
[112] MINODA T,YOSHIDA H.Effect of grain boundary characteristics on intergranular corrosion resistance of 6061 aluminum alloy extrusion[J].Metallurgical and Materials Transactions A,2002,33(9):2891-2898.
[113] QIU Y X,LIU R Y,ZOU L C,et al.Influence of grain boundary precipitates on intergranular corrosion behavior of 7050 Al alloys [J].Coatings,2022,12(2):249.
[114] SONG H Y,ZHAO C Y,BAI H N,et al.Investigation of grain boundary segregation evolution and corrosion behavior in 7050 aluminum alloy under oscillating laser melting[J].Journal of Alloys and Compounds,2025,1010:177524.
[115] SHANG B G,LEI L L,WANG X Y,et al.Effects of grain boundary characteristics changing with cold rolling deformation on intergranular corrosion resistance of 443 ultra-pure ferritic stainless steel[J].Corrosion Communications,2022,8:27-39.
[116] YAO S Y,ZHANG H B,MA F C,et al.Effects of various grain boundary engineering processing on microstructure and corrosion behaviors of 304 stainless steel analyzed with a fractal model[J].Journal of Materials Research and Technology,2023,25:13-24.
[117] ZHAO W Y,XU B W,MA Y,et al.Inter-phase selective corrosion of γ-TiAl alloy in molten salt environment at high temperature [J].Progress in Natural Science:Materials International,2011,21(4):322-329.
[118] BACOS M P,MOREL A,NAVEOS S,et al.The effect of long term exposure in oxidising and corroding environments on the tensile properties of two gamma-TiAl alloys[J].Intermetallics,2006,14(1):102-113.
[119] YU G Y,DONG Z,CHU X,et al.Microstructural characteristics and high-temperature hot corrosion behavior of TiAl alloy fabricated by electron beam melting[J].Journal of Alloys and Compounds,2025,1038:182625.
[120] YE X Y,FAN T,MENG X Z,et al.Unveiling the role of grain/phase boundaries on the oxidation behavior of γ-TiAl alloy:an experiment and DFT study[J].Corrosion Science,2025,257:113279.
[121] ANIOŁEK K,BARYLSKI A,KUPKA M.Modelling the structure and mechanical properties of oxide layers obtained on biomedical Ti-6Al-7Nb alloy in the thermal oxidation process[J].Vacuum,2018,154:309-314.
[122] ZHONG W,YU K,SHI J P,et al.High-temperature oxidation behavior of TA15 aerospace titanium alloy at 500 ℃ and 800 ℃ [J].Journal of Materials Research and Technology,2024,30:3355-3366.
[123] LI Y Q,KOU H C,WANG Y R,et al.Origin of surface oxidation induced the nucleation and propagation of microcracks in TNM alloy[J].Journal of Materials Science & Technology,2024,202:16-26.
[124] ZHANG H,ZHANG J Y,HOU J P,et al.Making a low-cost duplex titanium alloy ultra-strong and ductile *via* interstitial solutes [J].Acta Materialia,2022,241:118411.
[125] CAI Z Y,XIANG T,BAO W Z,et al.Enhancing strength and ductility of pure titanium by interstitial oxygen atoms[J].Materials Science and Engineering:A,2022,854:143806.
[126] PAN Y,LU X,HAYAT M D,et al.Effect of Sn addition on the high-temperature oxidation behavior of high Nb-containing TiAl alloys[J].Corrosion Science,2020,166:108449.
[127] SOM I,BALLA V K,DAS M,et al.Thermally oxidized electron beam melted γ-TiAl:*in vitro* wear,corrosion,and biocompatibility properties[J].Journal of Materials Research,2018,33(14):2096-2105.
[128] MOHAMMAD A,AL-AHMARI A M,BALLA V K,et al.*In vitro* wear,corrosion and biocompatibility of electron beam melted γ-TiAl[J].Materials & Design,2017,133:186-194.
[129] BISWAS A,DUTTA MAJUMDAR J.Surface characterization

and mechanical property evaluation of thermally oxidized Ti-6Al-4V[J].Materials Characterization,2009,60(6):513-518.

[130] WU G L,ZHU L B,CHEN X H,et al.Growth characteristics and wear properties of micro-arc oxidation coating on Ti-6Al-4V with different laser texture shapes[J].Surface and Coatings Technology,2023,475:130108.

[131] TSHWANE D M,MALEKA P M,DIMA R S,et al.Insights on formation of oxide layers,corrosion,and hydrogen embrittlement on the Ti_2AlNb (110) surface:density functional theory study[J].Computational and Theoretical Chemistry,2025,1244:115002.

[132] PATON N E,SPURLING R A.Hydride habit planes in titanium-aluminum alloys [J]. Metallurgical Transactions A,1976,7(11):1769-1774.

[133] CHU W Y,THOMPSON A W.Hydrogen effects on brittle fracture of the titanium aluminide alloy Ti-24Al-11Nb[J].Metallurgical Transactions A,1992,23(4):1299-1312.

[134] KUMAR A,SINGH G.Surface modification of Ti6Al4V alloy *via* advanced coatings:mechanical,tribological,corrosion,wetting,and biocompatibility studies[J].Journal of Alloys and Compounds,2024,989:174418.

[135] XIANG J Y,XIE F Q,WU X Q,et al.Aluminization of a Si-Y co-deposition coating to protect a Ti_2AlNb based alloy from high temperature oxidation[J].Vacuum,2020,174:109190.

[136] PILLAI R,DRYEPONDT S,ARMSTRONG B L,et al.Evaluating the efficacy of aluminide coatings to improve oxidation resistance of high performance engine valve alloys[J].Surface and Coatings Technology,2021,421:127401.

[137] LENG W,PILLAI R,NAUMENKO D,et al.Effect of substrate alloy composition on the oxidation behaviour and degradation of aluminide coatings on two Ni base superalloys[J].Corrosion Science,2020,167:108494.

[138] XIANG J Y,XIE F Q,WU X Q,et al.Microstructure and tribological properties of Si-Y/Al two-step deposition coating prepared on Ti_2AlNb based alloy by halide activated pack cementation technique[J].Tribology International,2019,136:45-57.

[139] 任蓓蕾,缪强,梁文萍,等.NaCl盐对Ti_2AlNb合金表面渗镀Al层热腐蚀行为影响[J].中国表面工程,2016,29(3):41-47.
REN B L,MIAO Q,LIANG W P,et al.Effects of NaCl salt on hot corrosion behaviors of aluminized layer prepared on Ti_2AlNb alloy[J].China Surface Engineering,2016,29(3):41-47.

[140] LI H Q,WANG Q M,GONG J,et al.Interfacial reactions and oxidation behavior of Al_2O_3 and Al_2O_3/Al coatings on an orthorhombic Ti_2AlNb alloy[J]. Applied Surface Science, 2011, 257(9):4105-4112.

[141] YANG Z G,LIANG W P,MIAO Q,et al.Oxidation behavior of Al/Cr coating on Ti_2AlNb alloy at 900 ℃[J].Materials Research Express,2018,5(4):046408.

[142] YANG Z G,LIANG W P,HU L Q,et al.High temperature oxidation behaviors of Al/Cr composite coating on Ti_2AlNb alloy [J].Materials Research Express,2024,11(1):016404.

[143] 李阳,缪强,梁文萍,等.Al/Cr复合涂层对Ti_2AlNb合金抗热腐蚀性能的影响[J].表面技术,2020,49(2):192-199.
LI Y,MIAO Q,LIANG W P,et al.Effect of Al/Cr composite coating on hot corrosion resistance of Ti_2AlNb alloy[J].Surface Technology,2020,49(2):192-199.

[144] SHI J,LI H Q,WAN M Q,et al.High temperature oxidation and inter-diffusion behavior of electroplated Ni-Re diffusion barriers between NiCoCrAlY coating and orthorhombic-Ti_2AlNb alloy[J].Corrosion Science,2016,102:200-208.

[145] LI H Q,WANG Q M,JIANG S M,et al.Ion-plated Al-Al_2O_3 films as diffusion barriers between NiCrAlY coating and orthorhombic-Ti_2AlNb alloy [J]. Corrosion Science, 2010, 52(5):1668-1674.

[146] DING Z Y,WANG Y H,OUYANG J H,et al.Influence of Al_2O_3 addition in $NaAlO_2$ electrolyte on microstructure and high-temperature properties of plasma electrolytic oxidation ceramic coatings on Ti_2AlNb alloy[J].Surface and Coatings Technology,2019,370:187-195.

[147] WANG Y H,LIU Z G,OUYANG J H,et al.Preparation and high temperature oxidation resistance of microarc oxidation ceramic coatings formed on Ti_2AlNb alloy[J].Applied Surface Science,2012,258(22):8946-8952.

[148] WANG Y H,LIU Z G,OUYANG J H,et al.Influence of electrolyte compositions on structure and high-temperature oxidation resistance of microarc oxidation coatings formed on Ti_2AlNb alloy[J].Journal of Alloys and Compounds,2015,647:431-437.

[149] WANG S X,LIU X,YIN X L,et al.High-temperature oxidation behavior of Ti_2AlNb alloy with PEO/hBN composite coating at 1000 ℃[J].Surface and Coatings Technology,2020,404:126473.

[150] ZHANG X J,ZHAO S Y,GAO C X,et al.Amorphous sol-gel SiO_2 film for protection of an orthorhombic phase alloy against high temperature oxidation[J]. Journal of Sol-Gel Science and Technology,2009,49(2):221-227.

[151] WU L K,WU J J,WU W Y,et al.Hot corrosion behavior of electrodeposited SiO_2 coating on TiAl alloy[J]. Corrosion Science,2020,174:108827.

[152] ZEHRA T,KASEEM M,HOSSAIN S,et al.Fabrication of a protective hybrid coating composed of TiO_2,MoO_2,and SiO_2 by plasma electrolytic oxidation of titanium [J]. Metals, 2021, 11(8):1182.

[153] LIU S F,WANG Q G,LIU W,et al.Multi-scale hybrid modified coatings on titanium implants for non-cytotoxicity and antibacterial properties[J].Nanoscale,2021,13(23):10587-10599.

[154] FU Y Q,SU Z M.Elemental composition,phase diagram,microstructure, fabrication processes, and mechanical properties of Ti_2AlNb alloy:a review[J].Journal of Materials Engineering and Performance,2024,33(23):12819-12846.

基金项目:国家自然科学基金(U2141222,51871168)

收稿日期:2026-02-02;**录用日期**:2026-03-20

通讯作者:弭光宝(1981—),男,研究员,博士,研究方向为钛火防控、新型钛合金,联系地址:北京市81信箱15分箱(100095),E-mail:guangbao.mi@biam.ac.cn

(本文责编:寇凤梅)