

高承载下 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GdAlO}_3(\text{GAP})$ 非晶陶瓷涂层的 摩擦磨损性能

艾伊昭彤¹, 任九龙², 强林芽³, 张小珍³, 杨 凯², 高彦峰²

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 中国科学院特种无机涂层重点实验室, 上海 201899; 2. 上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200444; 3. 景德镇陶瓷大学 材料科学与工程学院, 景德镇 333403)

摘 要: 针对高承载、高温、富氧及宽温域交变热冲击等苛刻工况的航空航天动力装置关键部件, 对材料的力学性能、热稳定性及抗氧化能力提出了极高要求。传统热喷涂技术制备的 Al_2O_3 涂层凭借高硬度、良好的耐磨性、优异的抗氧化能力及较好的热稳定性, 已在航空航天、能源及机械等领域得到了广泛应用。然而, 热喷涂 Al_2O_3 涂层以亚稳态 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为主晶相, 力学及导热性能弱于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相, 这限制了其在更高承载极端工况下的应用效果。为解决上述问题并提升涂层的综合性能, 本研究采用大气等离子体喷涂 (Atmospheric Plasma Spraying, APS) 技术, 制备了厚度约 350 μm 的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GdAlO}_3(\text{GAP})$ 非晶涂层。通过设计磨损试验 (载荷 2000 N、转速 500 r/min、时间 1 h), 对涂层的摩擦磨损行为及力学性能进行了系统考察。实验结果表明, 由于涂层中高比例的非晶相及优化的微观结构, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层在高速重载摩擦测试中表现出优异的耐磨性和抗裂纹扩展能力, 显著优于传统多晶 Al_2O_3 涂层。此外, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的摩擦系数较低且稳定, 摩擦表面温度明显降低, 减缓了高温氧化及热损伤的发生, 缓解了应力集中效应。综上所述, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层在高载荷、高速摩擦工况下具有显著优势, 为航空航天动力装置关键部件的防护提供了一种高性能、可靠服役的涂层解决方案。

关 键 词: 大气等离子体喷涂; $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GdAlO}_3(\text{GAP})$; 非晶陶瓷涂层; 高承载耐磨性能

中图分类号: TQ174 文献标志码: A 文章编号: 1000-324X(2025)10-1111-08

Friction and Wear Properties of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GdAlO}_3$ (GAP) Amorphous Ceramic Coatings under High Load Capacity

AI Yizhaotong¹, REN Jiulong², QIANG Linya³, ZHANG Xiaozhen³, YANG Kai², GAO Yanfeng²

(1. Key Laboratory of Inorganic Coating Materials CAS, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 201899, China; 2. School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200444, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Jingdezhen Ceramic University, Jingdezhen 333403, China)

Abstract: Key components of aerospace power systems operating under extreme conditions, such as high loads, elevated temperatures, oxygen-rich environments, and wide-temperature-range alternating thermal shocks, impose stringent requirements on material mechanical properties, thermal stability, and oxidation resistance. Conventional thermally sprayed Al_2O_3 coatings, characterized by high hardness, excellent wear resistance, superior oxidation resistance, and good thermal stability, have been widely applied to aerospace, energy, and mechanical engineering fields. However, these coatings primarily consist of metastable $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ as the dominant crystalline phase, which

收稿日期: 2025-01-13; 收到修改稿日期: 2025-02-17; 网络出版日期: 2025-03-25

作者简介: 艾伊昭彤(1993-), 女, 工程师. E-mail: aiyizhaotong@mail.sic.ac.cn

AI Yizhaotong (1993-), female, engineer. E-mail: aiyizhaotong@mail.sic.ac.cn

通信作者: 杨 凯, 研究员. E-mail: kaiyang_yk@shu.edu.cn

YANG Kai, professor. E-mail: kaiyang_yk@shu.edu.cn

exhibits inferior mechanical and thermal conductivity properties compared to α - Al_2O_3 . This limitation hinders their effectiveness under extremely high-load conditions. To address this issue and enhance the overall coating performance, atmospheric plasma spraying (APS) was employed to fabricate Al_2O_3 - GdAlO_3 (GAP) amorphous coating with a thickness of approximately 350 μm . The friction and wear behavior, along with the mechanical properties of the coating, were systematically investigated through a designed wear test under a load of 2000 N, a rotational speed of 500 r/min, and a duration of 1 h. Experimental results indicate that due to the high proportion of the amorphous phase and the optimized microstructure, the Al_2O_3 -GAP coating exhibits excellent wear resistance and superior crack propagation resistance under high-speed and heavy-load friction conditions, significantly outperforming conventional polycrystalline Al_2O_3 coatings. Furthermore, the Al_2O_3 -GAP coating demonstrates a lower and more stable friction coefficient, effectively reducing frictional surface temperature. This mitigates high-temperature oxidation and thermal damage while alleviating stress concentration effects. In summary, the Al_2O_3 -GAP amorphous coating demonstrates remarkable advantages under high-load, high-speed friction conditions, providing a high-performance and reliable coating solution for the protection of critical aerospace power system components.

Key words: atmospheric plasma spraying; Al_2O_3 - GdAlO_3 (GAP); amorphous ceramic coating; high-load wear resistance

在航空航天领域, 关键构件常在高 PV 值(P : 接触压强, V : 摩擦速率)、高温、富氧及宽温域热冲击等复合苛刻工况下工作, 这对其服役可靠性和寿命提出了极大挑战。为提升构件表面的耐磨性能, 通常会采用固态或液态润滑剂, 并对构件表面进行改性或处理。涂层技术是通过在构件表面沉积耐磨材料来提高其摩擦磨损性能的有效方法。等离子体喷涂技术因其制备的涂层致密、附着力强、适用材料广泛等优点而被广泛采用, 可有效改善构件的表面耐磨性能^[1-4]。 Al_2O_3 涂层以其高硬度、耐磨损、抗氧化、耐高温及良好的导热性能, 在航空航天和机械密封等领域得到了广泛应用。然而, 热喷涂工艺制备的 Al_2O_3 涂层的主晶相为 γ - Al_2O_3 , 其力学和导热性能均低于 α - Al_2O_3 , 这对应用于高温、富氧条件下的高速重载摩擦工况十分不利^[5-7]。因此, 提升 Al_2O_3 涂层中 α 相的含量对改善 Al_2O_3 涂层的服役性能至关重要。研究人员通过提高基底温度、激光重熔处理、原料纳米化、与其它氧化物复合等方法对 Al_2O_3 涂层的相结构进行了大量研究, 在不同程度上优化了涂层的力学性能、 α - Al_2O_3 相含量及导热性能^[8-14]。但 Al_2O_3 涂层在高承载摩擦磨损中, 由于受循环热-力耦合作用, 涂层表面易萌生微裂纹并产生疲劳剥落等现象, 这给涂层的服役寿命带来了很大挑战。因此, 高承载工况下增强 Al_2O_3 涂层的抗裂纹扩展能力逐渐成为当前研究的焦点。

非晶氧化铝基涂层作为一种新型陶瓷涂层, 由于其特殊的结构特征及物相组分, 在耐磨、耐腐蚀及耐高温等领域展现出广阔的应用潜力。例如,

Al_2O_3 -GAP 和 Al_2O_3 - $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG)两类非晶氧化铝基涂层的晶化温度均超过 900 $^{\circ}\text{C}$ ^[15-19], 显著高于传统 Fe 基、Ni 基和 Co 基非晶合金涂层的晶化温度(300~600 $^{\circ}\text{C}$)^[20-24]。同时, 这类涂层的晶化激活能高达 800 kJ/mol 以上, 远优于传统非晶合金或金属玻璃^[15-19], 表明其在宽温域内具有优异的高温微结构稳定性。研究表明, Al_2O_3 -YAG 非晶涂层因其非晶相的存在, 在高 PV 值摩擦磨损实验中表现出优异的耐磨性能和抗微裂纹萌生及扩展能力。然而, 尽管 Al_2O_3 -GAP 涂层与 Al_2O_3 -YAG 涂层同属非晶氧化铝基复合涂层, 但与其耐磨性能相关的研究相对较少, 目前尚缺乏系统的性能评价。因此, 本工作采用 APS 工艺制备了 Al_2O_3 -GAP 非晶陶瓷涂层, 对其物相组成、形貌特征及耐磨特性进行了详细分析, 并通过环-盘磨损的方式对 Al_2O_3 -GAP 非晶涂层在高承载条件下的摩擦磨损性能进行了深入研究。

1 实验方法

1.1 涂层制备

采用共晶配比(摩尔比)为 $\text{Al}_2\text{O}_3 : \text{Gd}_2\text{O}_3 = 77 : 23$ 的配料混合, 其物相分别为 α - Al_2O_3 和 $\text{c-Gd}_2\text{O}_3$, 采用氧化锆球磨混料(磨球: 粉料: 去离子水=3:1:2) 6 h, 得到混合均匀的悬浮液, 其分散剂为阿拉伯胶(33%, 质量比), 黏结剂为聚乙烯醇(13%, 质量比), 消泡剂为磷酸三丁酯(3%, 质量比)。采用喷雾干燥机进行造粒, 其进风温度和出风温度分别设置为 220 和 110 $^{\circ}\text{C}$, 雾化器转速为 330 Hz, 进料泵速率设

置为 20 r/min。为获得适于喷涂的粉体, 喷涂前需对造粒粉进行高温煅烧致密化处理, 即 900 °C 煅烧 2 h。

采用瑞士生产的 Multicoat 型大气等离子体喷涂设备(Sulzer Metco)沉积涂层, 以 1Cr18Ni9Ti 不锈钢片(16 mm×27 mm×1.3 mm)作为基材。喷涂前, 基材表面用 20#白刚玉砂进行喷砂处理(表面粗糙度 $R_a=6\sim10\ \mu\text{m}$), 再使用无水乙醇进行超声清洗以去除残留杂质。然后, 先在不锈钢基材表面喷涂厚度为 40~60 μm 的 NiCr 合金黏结层, 再沉积厚度为 300~400 μm 的 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 陶瓷涂层。相应喷涂工艺参数见表 1。

1.2 涂层表征

通过 X 射线衍射仪(XRD, D/max 2550V, Rigaku, 日本)对粉体和涂层的物相进行分析, 测试条件为电压 40 kV、电流 10 mA, 扫描范围为 $2\theta=10^\circ\sim90^\circ$, 扫描速率为 2 ($^\circ$)/min。通过台式扫描电子显微镜(SEM, TM 3000, Hitachi, 日本)观察涂层的表面及截面形貌。采用高低温摩擦磨损试验机(MMU-5GL, 济南益华)测量涂层的摩擦系数, 实验原理见图 1。测试所用的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢磨环尺寸为 $\phi_{\text{outer}}26\text{ mm}\times\phi_{\text{inner}}20\text{ mm}\times12\text{ mm}$, 对磨件石墨盘尺寸为 $\phi43\text{ mm}\times3\text{ mm}$, 试验条件为载荷 2000 N、转速 500 r/min、时间 1 h, 初始温度为室温。由于难以直接测量摩擦接触表面的温度, 通过在磨件背面设置热电偶探针来估算涂层在摩擦磨损实验中的温度变化, 以进一步研究其磨损失效机理。

此外, 采用法国 Horiba 公司生产的 LabRAM HR Evolution 拉曼光谱仪对涂层的应力进行表征, 所配备激光器的波长为 532 nm, 激光功率为 100 mW。本实验使用 Olympus 公司生产的光学镜头, 所有测试均采用×10 镜头, 其光斑尺寸约为 5 μm 。在涂层表面选择五个位置, 每个位置的尺寸为 650 $\mu\text{m}\times500\ \mu\text{m}$, 其中四个位置距离中心点 4 mm, 在每个位置选择 48 个点, 并通过公式(1)对这 48 个点的数值进行计算, 取其平均值作为该位置的残余应力。

$$\sigma=(\lambda-14432)/5.07 \quad (1)$$

其中, σ 为应力, 单位 GPa; λ 为峰位, 单位 cm^{-1} 。

2 结果与讨论

2.1 涂层的物相组成与微结构

图 2(a, b)为通过熔融破碎法制备的单一 Al_2O_3 涂层喷涂粉体的 SEM 照片, 粒度分析显示 Al_2O_3 的中位粒径为 23.64 μm 。可以看到其颗粒具有不规则的棱角形态和片状结构, 这种形貌增大了颗粒间的

接触面积, 有助于提高喷涂涂层的结合强度。粉体粒径分布较为均匀, 体现了破碎后自然形态的特点。图 2(c, d)为纳米级和亚微米级 Al_2O_3 和 Gd_2O_3 混合原料的形貌图。中位粒径为 89.82 nm, 两种原料的纳米颗粒均匀分布, 粒径相近, 颗粒多呈光滑球形, 且未见明显团聚现象, 表明其分散性良好。该均匀混合粉体为喷雾造粒提供了良好的前期基础, 有助于后续烧结及热处理中形成稳定的复合结构。图 2(e, f)展示了经喷雾造粒和 900 °C 热处理后的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Gd}_2\text{O}_3$ 复合粉体, 中位粒径为 21.16 μm , 休止角为 29.8°, 颗粒呈规则球形, 大小均匀, 且具有良好的流动性。高温热处理未引发固相反应, 但显著提升了颗粒的致密性和保持了颗粒良好的流动性。颗粒表面致密且均匀, 这种结构特性有利于增强涂层的耐磨性能和热稳定性。图 2 清晰展现了从原始颗粒到规则造粒球形颗粒的形貌变化, 突出了喷雾造粒与热处理在粉体制备中的关键作用, 获得了形貌规则、粒径分布均匀的复合粉体, 为制备 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶陶瓷涂层提供了优质的原料基础。

喷涂粉体和喷涂态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的物相组成如图 3 所示。喷涂粉体的主要物相为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\text{c-Gd}_2\text{O}_3$, 其 XRD 图谱呈现出清晰、尖锐的晶体衍射峰, 表明粉体具有较高的结晶度。而喷涂态涂层的 XRD 图谱中出现了明显的鼓包特征及非晶散射峰, 特别是在 $2\theta=30^\circ\sim50^\circ$ 范围内, 表明涂层中存在大量非晶相。通过 Jade 软件拟合峰位计算可知, 涂层的非晶含量高达 90%(质量分数)。涂层中非晶相的形成主要有以下两个原因。首先, 喷涂粉体采用了共晶配比的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\text{c-Gd}_2\text{O}_3$ 。这两种物质在高温下能够形成低熔点的共熔体, 共熔体在熔融状态下充分混合, 为非晶相的形成提供了化学和热力学基础。其次, 在等离子喷涂过程中, 粉体被高温等离子体加热至熔融态, 随后迅速沉积到基材表面。极高的冷却速率(通常达到 $10^6\sim10^8\text{ K/s}$)使得熔体处于深共晶状态, 其来不及形成长程有序的晶体结构, 最终凝固为非晶态。这种现象是典型的深共晶凝固过程。此外, 喷涂态涂层的 XRD 图谱中仍可检测到微弱的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 GAP 晶相衍射峰, 表明这些晶相含量较低(小于 10%, 质量分数)。这种残余晶相可能是喷涂过程中部分粉体未完全熔融, 或因局部冷却条件差异导致的晶体析出。同时, 涂层中部分衍射峰出现宽化现象, 表明晶粒尺寸减小至纳米级。纳米晶的存在可能是熔融粉体在喷涂过程中因快速结晶而形成的^[25-27]。这些纳米晶均匀分布于非晶基体中, 与非晶相协同作用, 可显著提升涂层的耐磨性、抗裂性、强韧性及热稳定性。综上, 图 3 揭示了喷

表 1 NiCr 合金黏结层和 Al₂O₃-GAP 陶瓷层的喷涂工艺参数

Table 1 Spray coating parameters for NiCr bondcoat and Al₂O₃-GAP ceramic topcoat

Sample	Arc current/A	Primary plasma gas (Ar)/slpm	Secondary plasma gas (Ar)/slpm	Power/kW	Carrier gas (Ar)/slpm	Powder feed rate/(g·min ⁻¹)	Spray distance/cm
NiCr bondcoat	590–610	55–60	7.5–8.0	40–50	3.5	10	120
Al ₂ O ₃ -GAP topcoat	640–660	45–50	8.5–9.0	45–50	4.0	30	110

slpm: standard liter per minute

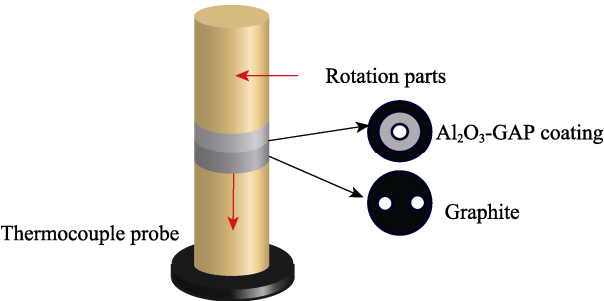


图 1 摩擦磨损实验原理示意图
Fig. 1 Schematic diagram of the principle of the friction and wear test

涂粉体从晶态到涂层非晶态的结构演变过程,并展示了等离子体喷涂工艺在实现深共晶凝固、非晶相形成及涂层性能优化方面的关键作用。

喷涂态 Al₂O₃-GAP 涂层表面形貌(图 4(a, b))显示粉体在喷涂过程中熔融充分,熔滴铺展良好,整体表面致密且均匀,未观察到明显的微裂纹,仅有少量微孔,表明涂层单片层沉积完整性较好。这种致密表面得益于等离子体喷涂过程中共晶配比熔融颗粒在高温下撞击基材后迅速铺展,同时高过冷度抑制了气体逸出,并且显著抑制了晶核形成,从而实现了非晶相的快速凝固。此外,微孔的存在可能

与喷涂粉体局部未完全熔融或沉积过程中气体释放有关。截面形貌(图 4(c, d))显示涂层内部结构致密,孔隙率低,且涂层与基材结合紧密。这种紧密结合归因于熔滴在沉积过程中受到极高动能的冲击,使熔融态的涂层与基材表面形成机械嵌合和可能的部分化学结合。在截面图中,涂层内部呈现许多深浅不一的条纹分布,这种衬度差异可能是组分和结构的不同导致图像中不同区域的亮度或灰度值不一致。在组分分布方面,由于 Al 的原子序数低,富集 Al 的区域表现为深暗色的衬度;而富集 Gd 的区域由于 Gd 的原子序数较高,表现为亮色衬度。在晶体结构方面,非晶结构因原子排列无序,通常表现为均匀的中灰色。而晶体结构中,由于晶粒定向和相密度的不同,可能出现亮暗不均的特征。图中条纹间未见明显间隙,另外还有少量黑白点状物质分布于涂层中。可以推测,涂层主体为非晶相,与基材紧密结合。深色区域可能富含 Al,来源于 α -Al₂O₃ 的局部富集;浅色区域可能富含 Gd,与 GAP 局部富集有关。这种深浅分布可能是由喷涂过程中熔融颗粒的成分分布不均,或沉积过程中液相的微观分离导致。根据能谱(EDS)分析结果(图 4(e, f)),黑白点状物质可能是喷涂过程中熔融后结晶形成的

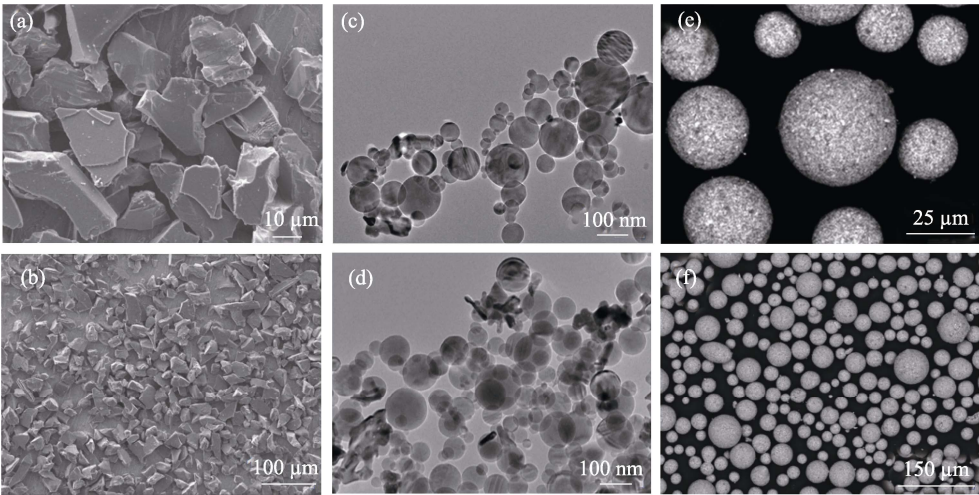


图 2 不同粉体的形貌图

Fig. 2 Morphologies of different powder samples

(a, b) SEM images of Al₂O₃ spray powder prepared by the melting and crushing method; (c, d) TEM images of mixed powder composed of nanoscale or submicron Al₂O₃ and Gd₂O₃ raw materials; (e, f) SEM images of sprayed Al₂O₃/Gd₂O₃ powder after heat treatment at 900 °C

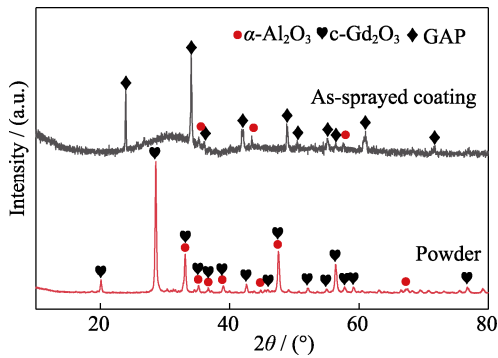


图 3 喷涂粉体和喷涂态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的 XRD 图谱
Fig. 3 XRD patterns of the feedstock and as-sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ amorphous coating

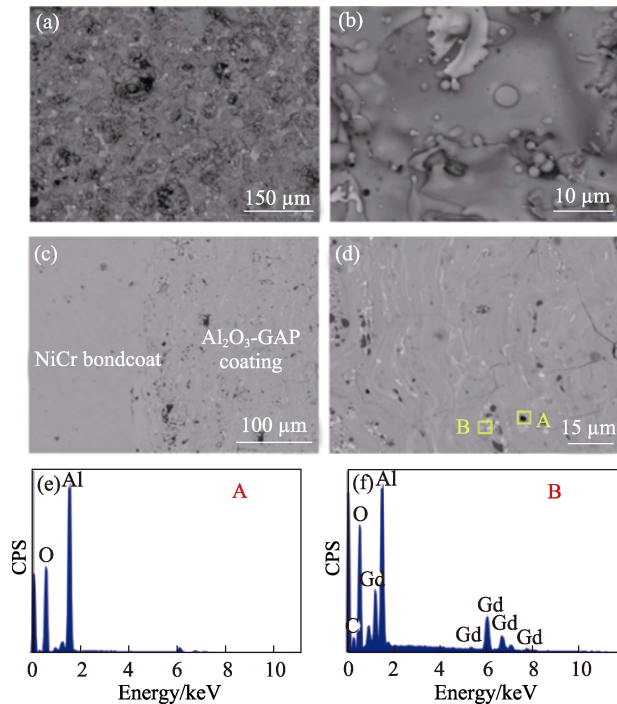


图 4 喷涂态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的形貌与 EDS 分析
Fig. 4 Morphology and EDS analysis of as-sprayed $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ amorphous coating
(a, b) Surface morphology of the coating; (c, d) Cross-sectional morphology of the coating; (e, f) EDS elemental analysis of the coating

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 GAP。而截面图中的深浅条纹主要为非晶相, 其中深色条纹中 Al 原子含量较高, 而浅色条纹中 Al 原子含量相对较少, Gd 原子含量则相对较多。涂层中 A 和 B 区域的元素分布进一步反映了喷涂过程中材料成分及冷却速率对涂层微观结构的重要影响。

2.2 涂层的摩擦磨损性能

图 5 展示了喷涂态 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层与 Al_2O_3 涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的摩擦系数和磨损表面温度。可以看出, 两种涂层在摩擦过程中均经历了明显的磨合阶段并最终进入稳定阶段。相比之下, Al_2O_3 涂层在磨合阶段摩擦系数的波动更为剧烈,

表现为从极大值迅速下降到极小值后又重新上升, 最终趋于稳定。而 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的摩擦系数在相同条件下变化更为平缓, 其磨合阶段的摩擦系数波动明显较小, 体现出更优异的摩擦系数稳定性。 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的稳定阶段摩擦系数为 0.146, 显著低于 Al_2O_3 涂层的 0.236。从磨损表面温度来看, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的表面温度在整个实验过程中始终低于 Al_2O_3 涂层。相应的摩擦系数与磨损表面温度见表 2。由表中数据可知, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的表面温升更缓慢, 最高温度为 464.20 $^{\circ}\text{C}$, 显著低于 Al_2O_3 涂层的 553.80 $^{\circ}\text{C}$, 表明在相同的磨损条件下, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层的摩擦热累积更少。较低的表面温度意味着摩擦表面的物理和化学变化更加温和, 这归因于 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层具有优良的导热性能。在高承载工况下, 涂层的导热性能是影响其磨损性能的关键因素。导热性能更高的涂层能够更高效地将摩擦热从表面传导走, 减小温度梯度, 从而降低涂层内部的热应力。这不仅有助于稳定摩擦系数, 还能有效提升涂层的抗热冲击能力, 进一步延长服役寿命。需要说明的是, 由于难以直接测量摩擦接触表面的实际温度, 并且涂层磨环是转动件, 只能通过与其配对摩擦的静止石墨盘背面设置热电偶探针来表征涂层摩擦副实验中的磨损温度变化。石墨盘材质为高密度、高导热材料, 磨损时间为 1 h, 足以保证热平衡后, 石墨背面与摩擦表面的温度基本一致, 因而所测得的温度能够反映涂层摩擦副的实际磨损温度。综上, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层凭借其优异的导热性能和结构稳定性, 在高载荷、高转速条件下展现出更低的摩擦系数、磨损表面温度以及更好的耐磨性能。

在 2000 N@500 r/min 条件下进行摩擦试验 1 h 后, Al_2O_3 涂层的磨损表面出现明显的磨粒磨损特征 (图 6(a, b)), 大量连续且细密的磨痕, 以及典型的犁沟效应, 这是由磨损脱落的硬质 Al_2O_3 颗粒在滑动过程中对涂层表面的切削作用导致。此外, 涂层表面还存在明显的凹坑和微裂纹, 这表明在高载高速条件下, 涂层表面在循环接触应力的作用下发生

表 2 Al_2O_3 和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的摩擦系数和磨损表面温度
Table 2 Coefficients of friction and wear surface temperatures of Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ coatings

Coating system	Coefficient of friction			Wear surface temperature/ $^{\circ}\text{C}$	
	Average	Maximum	Minimum	Average	Maximum
Al_2O_3	0.236	0.305	0.127	513.14	553.80
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$	0.146	0.213	0.067	438.54	464.20

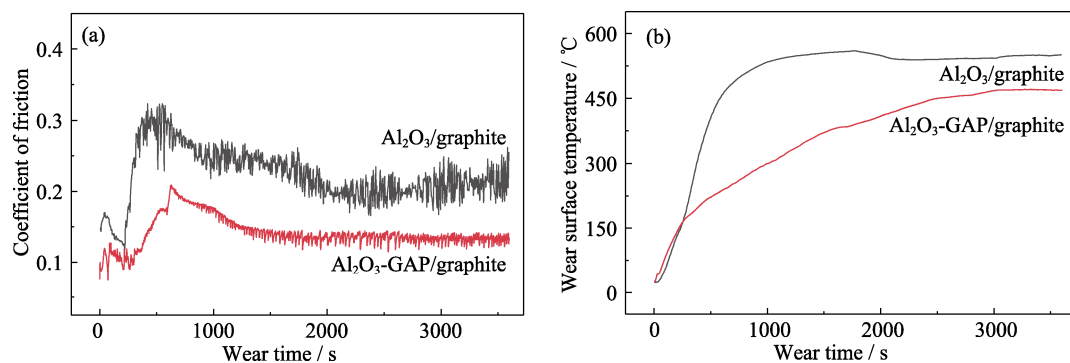


图 5 喷涂态 Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的摩擦系数(a)和磨损表面温度(b)
Fig. 5 Coefficients of friction (a) and wear surface temperatures (b) of sprayed Al_2O_3 coating and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ amorphous coating under conditions of 2000 N@500 r/min

裂纹萌生与扩展, 最终导致表面疲劳剥落, 呈现疲劳磨损的特征。EDS 分析(图 6(c, d))显示, 磨痕中存在大量深色填充物质, 其主要由 C 元素构成, 推测为石墨磨屑在高载高速条件下塑性变形后填充于磨痕中形成的石墨转移膜, 其有助于降低摩擦系数和缓解涂层表面因摩擦热累积而导致的损伤。

因而, Al_2O_3 涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的磨损机制可以总结为以下两点: (1)在磨合阶段, 涂层与石墨表面粗糙凸起部分相互嵌入, 并在高载荷和高速剪切的作用下经历挤压、剪切断裂和剥落。滑动过程中, 硬质 Al_2O_3 颗粒对涂层表面产生切削作用, 形成典型的犁沟磨痕, 表现为磨粒磨损特征^[25-27]。(2)在摩擦稳定阶段, 长时高承载磨损产生的摩擦热导致热-力耦合作用, 使涂层表面出现微裂纹。这些裂纹在循环应力的作用下扩展并引发局部剥落形成凹坑, 呈现出疲劳磨损的特征^[25-27]。单一

Al_2O_3 涂层的热导率较低, 难以有效散热, 导致摩擦系数较高且波动较大, 从而加剧了摩擦热积累和微裂纹扩展。这种热-力耦合作用最终影响涂层的磨损表面形貌, 使磨损过程变得更加剧烈。

对于 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层, 在 2000 N@500 r/min 条件下经过摩擦试验后, 表面呈现较为均匀的磨损特征(图 7(a~d))。涂层表面局部区域暴露出结晶态的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 GAP 颗粒, 同时伴随大量细密的磨痕, 显示出磨粒磨损的特征。然而, 相较于单一 Al_2O_3 涂层, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的磨痕更细、更浅, 并主要分布在无明显晶粒特征的区域。这可能是由于非晶相硬度低于结晶相, 磨损过程中非晶相起到缓冲和分散应力的作用。此外, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的磨损表面相对平整, 未见明显的凹坑或裂纹, 表现出明显的塑性变形特征。这表明非晶涂层在高载荷条件下具有良好的抗裂纹萌生和扩展能力, 显著减少了表面疲劳剥落的发生。磨损表面还可以观察到大量暗色的“擦伤”区域, 这是涂层表面与对偶表面发生局部黏附后产生的剪切擦伤, 符合黏着磨损的典型特征。此外, 涂层表面存在不规则黑色块状区域, EDS 分析显示, 这些区域 C 元素含量较高, 推测为高载高速条件下石墨磨屑在剪切应力和热作用下发生塑性变形后填充于磨痕或凹陷中的石墨转移膜。这种石墨转移膜在摩擦过程中起到了一定的润滑和减摩作用, 从而有效降低了涂层的摩擦系数和磨损程度。综上, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的磨损表现为非晶相和结晶相协同作用。非晶相提供了良好的抗裂性能和应力分散能力, 而石墨转移膜进一步改善了涂层的摩擦学性能。整体而言, 涂层表面平整且磨损轻微, 表现出优异的耐磨性和抗裂性能。

观察涂层磨屑形貌可知, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的磨屑主要以大小不一的块状碎屑为主, 但与传统 Al_2O_3 涂层相比, 磨屑的尺寸明显更小且形态较为

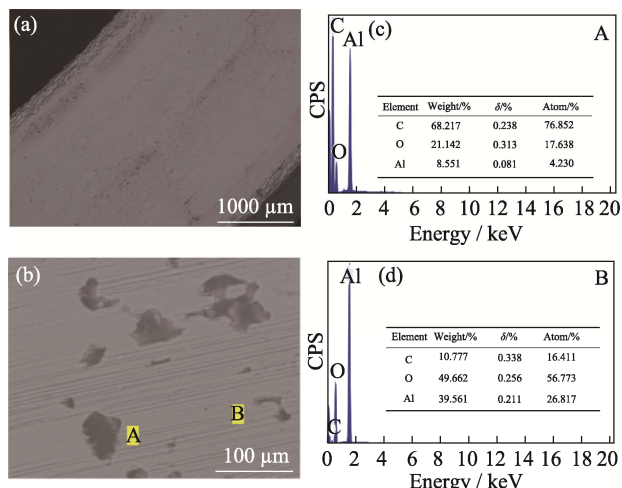


图 6 Al_2O_3 涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的磨损表面形貌及 EDS 分析
Fig. 6 Wear surface morphology and EDS analysis of Al_2O_3 coating under conditions of 2000 N@500 r/min

(a) SEM image of the overall worn surface of coating wear ring; (b) Magnified view of a worn region in (a); (c, d) EDS elemental analysis

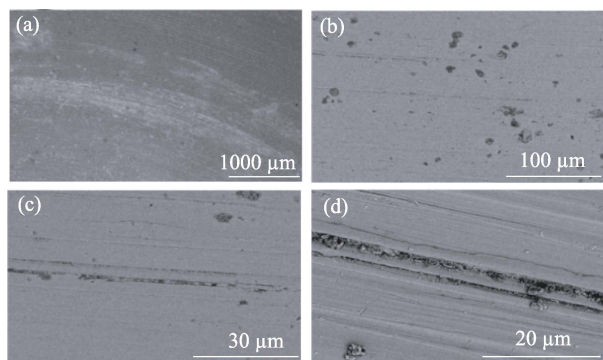


图 7 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 非晶涂层在 2000 N@500 r/min 条件下的磨损表面形貌

Fig. 7 Wear surface morphology of $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ amorphous coating under conditions of 2000 N@500 r/min

(a) A typical wear scar region of the coating; (b) Magnified view of an abrasive wear characteristic region selected from (a); (c) Magnified view of a typical dark 'scratch' region selected from (b); (d) Further magnified view of the region in (c)

规则(图 8(a~c))。EDS 分析(图 8(d))表明, 磨屑中含有大量 C 元素, 同时检出 Al 和 Gd 元素表明涂层中硬质相的磨损也参与了磨屑的生成。根据磨屑形貌与涂层性能分析, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的磨损机制可以推测如下: (1)在磨合阶段, 涂层与对偶表面接触的粗糙峰相互嵌入, 并在高载高速条件下经历剪切和犁削作用导致磨粒磨损。与 Al_2O_3 涂层相比, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的非晶相起到了缓冲作用, 使磨粒带来的犁沟效应减弱, 从而降低了磨损程度。(2)在摩擦稳定阶段, 涂层表面的非晶相在高温-高应力的热力耦合作用下可能发生部分晶化, 有纳米晶析

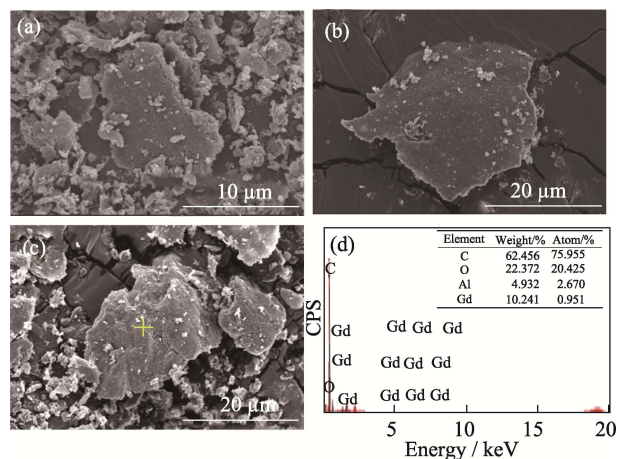


图 8 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层/石墨在 2000 N@500 r/min 条件下产生磨屑的形貌及 EDS 分析

Fig. 8 Morphology and EDS analysis of wear debris from $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP/graphite}$ under conditions of 2000 N@500 r/min
(a-c) SEM images of wear debris with different sizes and shapes; (d) EDS elemental analysis of the wear debris in (c)

出, 进一步提升了表面的硬度和耐磨性能。同时, 非晶相的塑性变形能力使得涂层表面能够更加均匀地分散应力, 表面更为平整, 减少了裂纹的萌生和扩展, 反映在图 5 的摩擦系数曲线中表现为摩擦系数更低且更平稳。

在 2000 N@500 r/min 条件下, Al_2O_3 和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层磨损前后的残余应力分布具有显著差异(图 9)。磨损前, Al_2O_3 涂层呈现压应力 $((-0.13 \pm 0.08) \text{ GPa})$, 而 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层则为拉应力 $((0.23 \pm 0.08) \text{ GPa})$, 且 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层的应力分布更为均匀。磨损后, Al_2O_3 涂层的压应力显著增加至

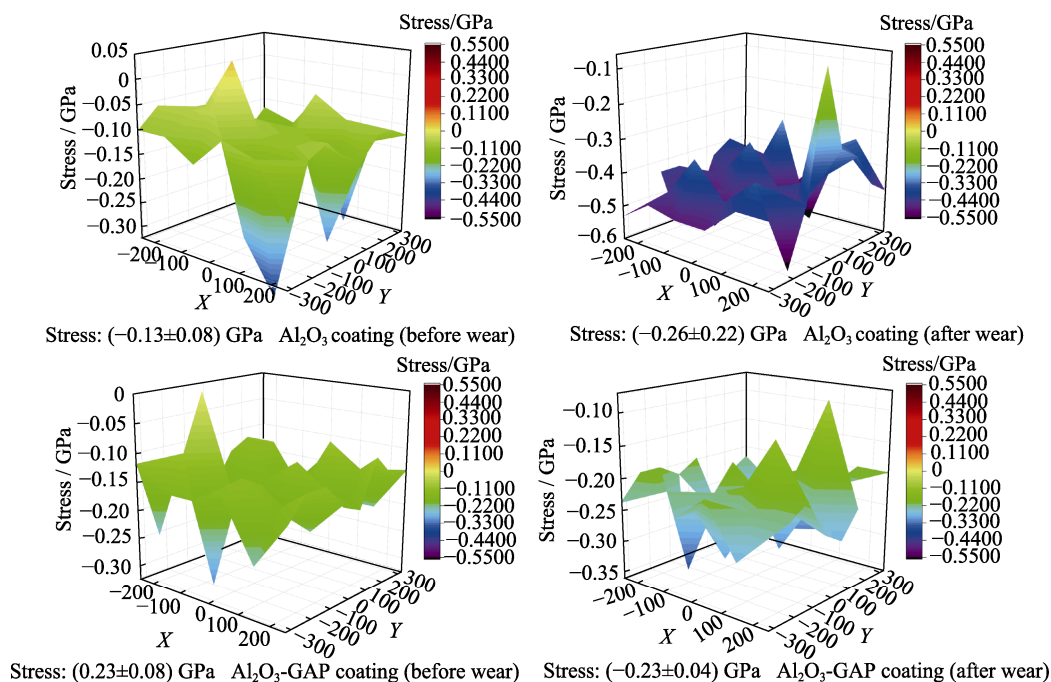


图 9 Al_2O_3 涂层和 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ 涂层在 2000 N@500 r/min 条件下磨损前后的三维应力云图

Fig. 9 3D stress maps of Al_2O_3 coating and $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-GAP}$ coating before and after wear under conditions of 2000 N@500 r/min

(-0.26 ± 0.22) GPa, 并出现较大的应力波动, 表明裂纹扩展和应力集中显著。磨损前后 Al_2O_3 涂层应力在所选测试区域($650 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$)内的波动率分别为 63.6% 和 85.4%。相比之下, Al_2O_3 -GAP 涂层的残余应力由拉应力转变为压应力(-0.23 ± 0.04) GPa, 且分布依然均匀, 磨损前后 Al_2O_3 -GAP 涂层应力在所选测试区域($650 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$)内的波动率分别为 35.1% 和 17.2%。这种性能差异主要归因于 Al_2O_3 -GAP 涂层的结构均一性和增韧效果。通过抑制裂纹扩展、缓解局部应力积累以及提升涂层塑性变形能力, Al_2O_3 -GAP 涂层展现出更优异的抗磨损性能和结构稳定性。结合上述涂层磨损特征和磨屑形貌, Al_2O_3 -GAP 涂层的磨屑尺寸更小, 表明裂纹扩展受到抑制, 颗粒剥离较少。在摩擦稳定阶段, 涂层表面非晶相具有较好的塑性变形能力, 表面更平整, 降低了摩擦系数并避免了微裂纹产生, 具有更高的应变容限。这与其磨损后均匀分布的残余压应力一致, 进一步证明了 Al_2O_3 -GAP 涂层增韧和应力均匀分布效果。

3 结论

本研究通过 APS 工艺成功制备了 Al_2O_3 -GAP 非晶涂层, 并通过环-盘磨损试验对其在高载荷条件下的耐磨性能及抗疲劳磨损行为进行了系统研究。结果表明, Al_2O_3 -GAP 非晶涂层在高载荷条件下相较于传统单一 Al_2O_3 涂层表现出显著优势: 其摩擦系数(平均值 0.146)更低且更稳定, 摩擦表面温度(平均值 438.54°C)明显降低, 磨损前后 Al_2O_3 -GAP 涂层应力波动率分别为 35.1% 和 17.2%, 远低于 Al_2O_3 涂层的相应应力波动率 63.6% 和 85.4%。同时, Al_2O_3 -GAP 非晶涂层的磨损表面更完整, 未观察到明显的微裂纹或疲劳剥落现象, 展现出优异的耐磨性能和抗裂纹萌生与扩展能力。这种性能的提升归因于非晶相与结晶相的协同作用以及石墨转移膜的稳定形成, 非晶相的应力分散和塑性变形特性进一步增强了涂层的服役稳定性。综上, Al_2O_3 -GAP 非晶涂层在高承载条件下展现出优异的摩擦学性能和服役稳定性, 为非晶氧化铝基复合涂层在苛刻磨损工况中的应用提供了一定的理论依据和试验指导, 也为耐磨陶瓷涂层的研究提供了新的思路。

参考文献:

- [1] LIU M, PENG Q, HUANG Y, *et al.* Influencing factors and process optimization of Al-25Si coating prepared by inner-hole supersonic atmospheric plasma spraying. *Surface and Coatings Technology*, 2023, **464**: 129456.
- [2] LASHMI P G, ANANTHAPADMANABHAN P V, UNNIKRISHNAN G, *et al.* Present status and future prospects of plasma sprayed multilayered thermal barrier coating systems. *Journal of the European Ceramic Society*, 2020, **40**(8): 2731.
- [3] CHELLAGANESH D, KHAN M A, JAPPES J W. Thermal barrier coatings for high temperature applications – a short review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, **45**: 1529.
- [4] ZHU C N, SU Y S, ZHANG D, *et al.* Effect of Al_2O_3 coating thickness on microstructural characterization and mechanical properties of continuous carbon fiber reinforced aluminum matrix composites. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, **793**: 139839.
- [5] CHEN Y, YANG Y, CHU Z, *et al.* Microstructure and properties of Al_2O_3 -ZrO₂ composite coatings prepared by air plasma spraying. *Applied Surface Science*, 2018, **431**: 93.
- [6] HARIDASA N, VARUN K R, VENKATESH M K, *et al.* Thermal cycle behaviour of plasma sprayed thermal barrier coatings on cast iron substrate for the application of liner of internal combustion engine. *Results in Surfaces and Interfaces*, 2024, **17**: 100297.
- [7] DENG W, LI S, HOU G, *et al.* Comparative study on wear behavior of plasma sprayed Al_2O_3 coatings sliding against different counterparts. *Ceramics International*, 2017, **43**(9): 6976.
- [8] YIN Z, TAO S, ZHOU X, *et al.* Particle in-flight behavior and its influence on the microstructure and mechanical properties of plasma-sprayed Al_2O_3 coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 2008, **28**(6): 1143.
- [9] FAN Y, MATEJKA V, KRATOŠOVÁ G, *et al.* Role of Al_2O_3 in semi-metallic friction materials and its effects on friction and wear performance. *Tribology Transactions*, 2008, **51**(6): 771.
- [10] ZHU J H, LIU H Z, LIU L, *et al.* Preparation and characterisation of electroformed Cu/nano Al_2O_3 composite. *Materials Science and Technology*, 2007, **23**(6): 665.
- [11] TINGAUD O, BERTRAND P, BERTRAND G. Microstructure and tribological behavior of suspension plasma sprayed Al_2O_3 and Al_2O_3 -YSZ composite coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2010, **205**(4): 1004.
- [12] YIN Z, TAO S, ZHOU X, *et al.* Preparation and characterization of plasma-sprayed Al/ Al_2O_3 composite coating. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, **480**(1): 580.
- [13] TAO S, YIN Z, ZHOU X, *et al.* Sliding wear characteristics of plasma-sprayed Al_2O_3 and Cr_2O_3 coatings against copper alloy under severe conditions. *Tribology International*, 2010, **43**(1/2): 69.
- [14] KRISHNAN R, DASH S, KESAVAMOORTHY R, *et al.* Laser surface modification and characterization of air plasma sprayed alumina coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2006, **200**(8): 2791.
- [15] SARIKAYA O. Effect of some parameters on microstructure and hardness of alumina coatings prepared by the air plasma spraying process. *Surface and Coatings Technology*, 2005, **190**(2/3): 388.
- [16] YILMAZ R, KURT A O, DEMIR A, *et al.* Effects of TiO_2 on the mechanical properties of the Al_2O_3 - TiO_2 plasma sprayed coating. *Journal of the European Ceramic Society*, 2007, **27**(2): 1319.
- [17] QIANG L, ZHANG X, AI Y, *et al.* Crystallization behavior and thermal stability mechanism of plasma sprayed Al_2O_3 -GAP amorphous ceramic coatings. *Journal of the European Ceramic Society*, 2022, **42**(12): 5108.
- [18] RONG J, YANG K, ZHUANG Y, *et al.* Non-isothermal crystallization kinetics of Al_2O_3 -YAG amorphous ceramic coating deposited via plasma spraying. *Journal of the American Ceramic Society*, 2018, **101**(7): 2888.
- [19] MA W, ZHANG J, SU H, *et al.* Theoretical prediction and experimental comparison for eutectic growth of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GdAlO}_3$ faceted eutectics. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, **39**(13): 3837.
- [20] CHEN Y T, LIN S H, HSIEH W H. Differential scanning calorimetric determination of the thermal properties of amorphous $\text{Co}_{60}\text{Fe}_{20}\text{B}_{20}$ and $\text{Co}_{40}\text{Fe}_{40}\text{B}_{20}$ thin films. *Applied Physics Letters*, 2013, **102**(5): 051905.
- [21] ZHANG Y, CHEN J, CHEN G L, *et al.* Glass formation mechanism of minor yttrium addition in CuZrAl alloys. *Applied Physics Letters*, 2006, **89**(13): 131904.
- [22] LU Y, HUANG Y, WEI X, *et al.* Close correlation between transport properties and glass-forming ability of an FeCoCrMoCBY alloy system. *Intermetallics*, 2012, **30**: 144.
- [23] SALEHI M, SHABESTARI S G, BOUTORABI S M. Nano-crystal development and thermal stability of amorphous Al-Ni-Y-Ce alloy. *Journal of Non-crystalline Solids*, 2013, **375**: 7.
- [24] ZHOU X, ZHOU H, ZHAO Z, *et al.* A study of non-isothermal primary crystallization kinetics and soft magnetic property of $\text{Co}_{65}\text{Fe}_4\text{Ni}_2\text{Si}_{15}\text{B}_{14}$ amorphous alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2012, **539**: 210.
- [25] ZHANG Z, YANG K, RONG J, *et al.* Study on process optimization of sprayable powders and deposition performance of amorphous Al_2O_3 -YAG coatings. *Coatings*, 2020, **10**(12): 1158.
- [26] ZHANG Z, AI Y, ZHONG X, *et al.* Formation mechanism of Al_2O_3 -YAG amorphous ceramic coating deposited via atmospheric plasma spraying. *International Journal of Applied Ceramic Technology*, 2022, **19**(3): 1518.
- [27] ZHANG Z, YANG K, AI Y, *et al.* Crystallization behavior of novel Al_2O_3 -YAG amorphous ceramic coating deposited by atmospheric plasma spraying. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2022, **31**(3): 462.