

TiAl 合金表面阴极微弧沉积 Al_2O_3 陶瓷涂层的生长过程与相组成

王少青¹, 谢发勤¹, 吴向清¹, 陈连阳¹, 周 恺^{1,2}

(1. 西北工业大学, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

摘 要: 利用阴极微弧沉积技术在预处理后的 TiAl 合金表面制备了 Al_2O_3 陶瓷涂层, 研究了涂层的生长过程和相组成。采用扫描电子电镜(SEM、EDS)、透射电子电镜(TEM)、X 射线衍射(XRD)等方法, 对 Al_2O_3 涂层的生长过程中的微观形貌、组织成分以及晶体结构的演变进行了研究与分析。结果表明, TiAl 合金表面阴极微弧沉积过程中, 在阴极表面发生非晶态 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 的吸附、脱水烧结形成 Al_2O_3 陶瓷涂层的沉积。 Al_2O_3 涂层生长分前期 I、中期 II 和后期 III 3 个阶段, 前期起弧阻挡层被击穿, 涂层生长较慢、组织致密且与基体结合良好; 反应中期涂层生长较快, $\text{Al}(\text{OH})_3$ 不断吸附和脱水烧结, 涂层结晶度提高; 反应后期涂层生长速度变缓, 表层组织疏松、多孔, 相组成为 87.5% 的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 12.5% 的 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。

关键词: 阴极微弧沉积; TiAl 合金; 微观组织结构演化; 结晶度

中图分类号: TG174.453; TG146.23

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)12-3883-06

等离子体电解阴极微弧沉积技术(cathodic plasma electrolytic deposition, CPED)是以金属试样作为阴极、以 304 不锈钢片或石墨片作为阳极平行置于电解液中, 在两极间施加电压使金属表面预制的起弧阻挡层或气膜被击穿放电产生微弧, 利用微弧的能量把阴极试样表面沉积的氢氧化物烧结脱水生成氧化物, 从而制备出改善基体抗高温氧化、耐磨、耐蚀等性能的陶瓷涂层^[1]。该技术的优势在于摆脱了涂层成分受基体材料的限制, 可以通过调整溶液组分获得不同陶瓷涂层。已有文献报道利用该技术在 Ti 和 Ti 合金^[2], Al 合金^[3,4], TiAl 合金^[5-7], Mg 合金^[8,9], 不锈钢^[10-12]及镍基高温合金^[13-15]等材料表面制备出了 Al_2O_3 , ZrO_2 , $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-Pt}$ 等复合陶瓷涂层以及晶态 Co 层和 Cr 层, 研究表明, 阴极微弧沉积层成分均匀, 与基体结合良好, 能显著提高基体材料的抗高温氧化能力, 对耐磨和耐腐蚀性能的提升也有一定的帮助。

目前, 利用阴极微弧沉积技术在 TiAl 合金表面制备 Al_2O_3 陶瓷涂层的研究结果表明^[16], 阴极微弧沉积 Al_2O_3 涂层能够提高 TiAl 合金基体的抗高温氧化能力, 但对阴极微弧沉积涂层生长过程与相结构的演化仍缺乏系统研究。因此, 本工作利用阴极微弧沉积技术在

预处理后的 TiAl 合金表面制备 Al_2O_3 陶瓷涂层, 通过研究涂层生长过程中微观形貌、组织成分、相组成以及晶体特征等随反应时间的变化, 对陶瓷涂层的生长过程以及相结构演化进行了系统研究, 研究结果对揭示阴极微弧沉积反应机理并对该技术进行应用推广具有重要的意义。

1 实 验

实验所用材料为 $\gamma\text{-TiAl}$ 合金, 其名义成分为 Ti-47.5Al-1.7V-1.1Cr (at%), 线切割加工成 20 mm×10 mm×5 mm 的片状样品, 砂纸打磨, 丙酮超声清洗后待用。

利用微弧氧化技术在 TiAl 合金表面进行预处理制备起弧阻挡层, 阻挡层为 TiO_2 和 Al_2O_3 , 厚度约 3 μm , 然后在浓度 0.3 mol/L 的 $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ 乙醇电解液中进行阴极微弧沉积^[16], 反应装置如图 1 所示。

将预处理后的 TiAl 合金作为阴极, 石墨片作为阳极, 两极板平行置于电解液中, 极板间距 10 mm。反应过程中设定电流密度 10 A/dm², 手动调节电压使输出电流值稳定在 0.7 A, 电流频率 100 Hz, 占空比 30%, 反应时间分别为 0.5, 1, 3, 5, 10, 15, 30, 45 和 60

收稿日期: 2018-12-15

基金项目: 陕西省科技计划发展项目 (2018JZ5004)

作者简介: 王少青, 男, 1985 年生, 博士生, 西北工业大学, 陕西 西安 710072, E-mail: wsq1209@mail.nwpu.edu.cn

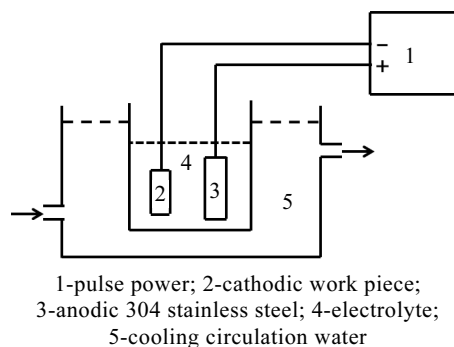


图 1 CPED 反应装置示意图

Fig.1 Schematic diagram of the CPED system

min。实验过程中电解槽用循环水冷却, 保证电解液温度保持在 10 °C 以下。

利用场发射扫描电子电镜 (SEM, Verios G4, FEI) 和配备的能谱仪 (EDS) 分析陶瓷涂层微观组织形貌和涂层化学元素成分及含量; 利用聚焦离子/电子双束电镜 (FIB, Helios G4 CX, FEI) 对涂层进行微纳米加工和透射电镜样品定点制备; 利用场发射高分辨透射电镜 (TEM, Talos F200X, FEI) 分析涂层高分辨微观晶体结构和电子衍射花样; 利用 X 射线衍射仪 (XRD, XRD-7000, Shinadzu) 分析涂层的相组成成分与含量。

2 结果与分析

2.1 Al_2O_3 陶瓷涂层的生长过程

阴极微弧沉积过程中, 当电源输出电压超过起弧阻挡层的击穿电压临界值时, 起弧阻挡层被击穿, 开始发生火花放电, 并在阴极表面形成陶瓷涂层。图 2 为阴极微弧沉积过程中电压-时间曲线和涂层厚度生长动力学

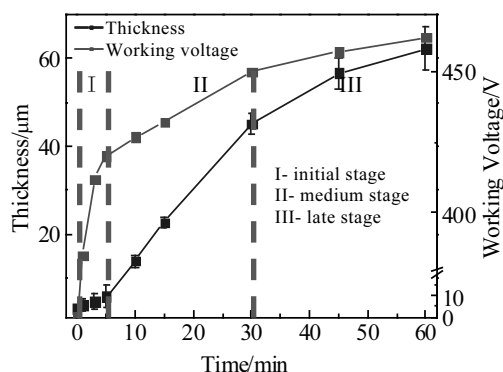
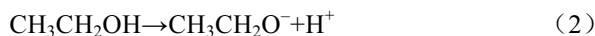


图 2 阴极微弧沉积过程中电压-时间曲线和涂层厚度生长动力学曲线

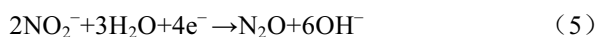
Fig.2 Working voltage-time curve of CPED process and growth dynamics curve of CPED coating

曲线, 根据实验现象和曲线特征将阴极微弧沉积涂层的生长过程分为反应前期 I (反应时间 0~5 min 内)、中期 II (反应时间 5~30 min) 和后期 III (反应时间 30 min 以后) 3 个阶段。

反应前期 I, 当电源输出电压低于击穿电压临界值 385 V (反应时间少于 30 s) 时, 可以观察到阴极表面放出气体, 但没有发生火花放电, 此时电解液中发生了如下电解反应^[1,16], 即:



在阴极表面则发生如下反应:



同时, 电解液中的 Al^{3+} 和 OH^- 结合成带正电的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒^[3]吸附在起弧阻挡层的表面, 即:



当反应时间超过 30 s, 且输出电压超过击穿电压 385 V 时, 阴极表面产生电火花, 起弧阻挡层被击穿, 起弧阻挡层表面吸附的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 微粒在电火花能量作用下发生烧结脱水, 形成 Al_2O_3 陶瓷涂层。即:



与此同时, 电解液中带正电荷的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒继续在阴极表面吸附沉积, 在阴极表面持续发生着 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 微粒的吸附和烧结脱水, 使阴极表面不断生成 Al_2O_3 陶瓷层。随着 Al_2O_3 陶瓷层厚度的增加, 反应过程需要更高的击穿电压来维持火花放电, 因此该阶段电压急剧升高 (385~424 V)。此外, 由于反应前期 I 生成的涂层是在击穿起弧阻挡层的基础上生长, 一部分涂层厚度抵消了 3 μm 的起弧阻挡层, 所以涂层厚度生长动力学曲线显示, 反应前期涂层厚度增长较慢。

当反应时间超过 5 min 时, 进入反应中期 II, 电压增加幅度变缓, 但涂层厚度增长速度显著变大。此时吸附沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 脱水烧结充分, 涂层能够稳定、快速生长; 当反应时间超过 30 min 后进入反应后期 III, 观察到试样表面的电火花逐渐变得不稳定, 输出电压以较小的幅度缓慢增加, 涂层厚度增长速度降低且误差棒变大。此时涂层厚度较大、需要高的击穿电压, 因此反应剧烈导致涂层生长不稳定。

2.2 Al_2O_3 陶瓷涂层微观形貌和组织结构

图 3 为预处理层表面微观形貌和反应前期 (30 s 与 5 min) 时试样的微观形貌与组织结构。由图 3a 可以看出, TiAl 合金表面微弧氧化制备的起弧阻挡层均匀、致密, 局部有微弧氧化过程中放电通道留下的孔洞和一些孔径更小的微孔, 在阴极微弧沉积过程中, 起弧阻挡层首

先在这些缺陷部位发生放电击穿。反应前期 30 s 时, 可以观察到起弧阻挡层被大小不一、或分散或连接成片的颗粒所覆盖(图 3b), EDS 分析结果表明这些颗粒由 Al 和 O 元素组成, 局部放大图显示一些颗粒连接处的顶端有微孔存在(图 3b 中 A 点)。对分布的单个颗粒(图 3b 中 B 点)进行高分辨透射电镜和电子衍射花样测试分析, 如图 3c 所示。在高分辨透射电镜下只能观察到少量模糊的晶格条纹, 电子衍射花样以非晶态漫反射光晕为主, 观察不到晶体衍射斑点或晶体衍射环, 结合文献[12]可以判断起弧阻挡层上吸附的颗粒由非晶态的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 和少量的晶体构成。图 3d 是针对连接成片的沉积颗粒(图 3b 中 C 点)进行高分辨透射电镜的测试结果, 由图可见这些颗粒相互连接, 晶格条纹比较清晰, 测量晶面间距分别为 0.283 和 0.258 nm, 对应的是 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的(220)晶面($d=0.2790$ nm)和 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的(104)晶面($d=0.2553$ nm)。

随着反应进行, 试样表面沉积的颗粒相互连接, 逐渐形成连续完整的涂层。反应进行到 5 min 后, 可见涂层表面夹杂有少量微裂纹和簇状微突起, 截面微观形貌显示涂层连续、致密, 与基体结合良好(图 3e), 截面元素测试结果表明涂层由 Al 和 O 元素组成, 说明 TiAl 合金表面预处理制备的起弧阻挡层在反应前期被击穿、破坏, 由新生成的 Al_2O_3 涂层所覆盖。由于在阴极微弧沉积过程中, 放电主要发生在阴极外表面^[17-19], $\text{Al}(\text{OH})_3$

脱水后涂层体积发生变化而形成微裂纹, 在电解液中微裂纹来不及愈合即被冷凝形成表面裂缝。利用高分辨透射电镜观察反应 5 min 制备的涂层(图 3f), 可见涂层表面清晰的晶体条纹, 晶体学特征明显, 其中区域(1)标定结果为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ (222)相与 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (104)相共存, 区域(2)为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (104)相。

图 4 为反应中期不同时间(15 和 30 min)涂层的微观形貌与组织结构表征。可以看出, 随着反应进行, 涂层表面的簇状突起物增多并连接成片, 簇状突起中间分布有微裂纹和较大微孔。截面形貌图显示, 涂层与基体结合良好, 涂层内部有横向、孔径较小的微孔, 在涂层表层有少量的微裂缝, 但未出现明显剥落(图 4a 和图 4b)。分析认为这些微孔是阴极微弧沉积火花放电击穿留下的通道, 当涂层厚度增加后, 微弧放电需要更高的击穿电压, 放电留下的通道来不及愈合即发生冷凝, 在涂层外表面留下较小的微孔, 此外由于 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 脱水产生的体积变化和冷凝作用, 在涂层表面形成了微裂缝。对反应中期 15 min 涂层(图 4a 中点 A)和 30 min 涂层(图 4b 中点 B)的表面簇状突起部位进行高分辨透射电镜测试, 结果如图 4c 和图 4d 所示。可以发现 2 种典型的晶体形貌, 其中区域(1)和(4)为 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相与 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相共存, 其晶格条纹与 5 min 时涂层相比更加清晰(图 3f), 而区域(2)和(3)则只有 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 晶面的晶格条纹。根据 2.1 节陶瓷涂层的生长过程分析和陶瓷涂层微观结构的

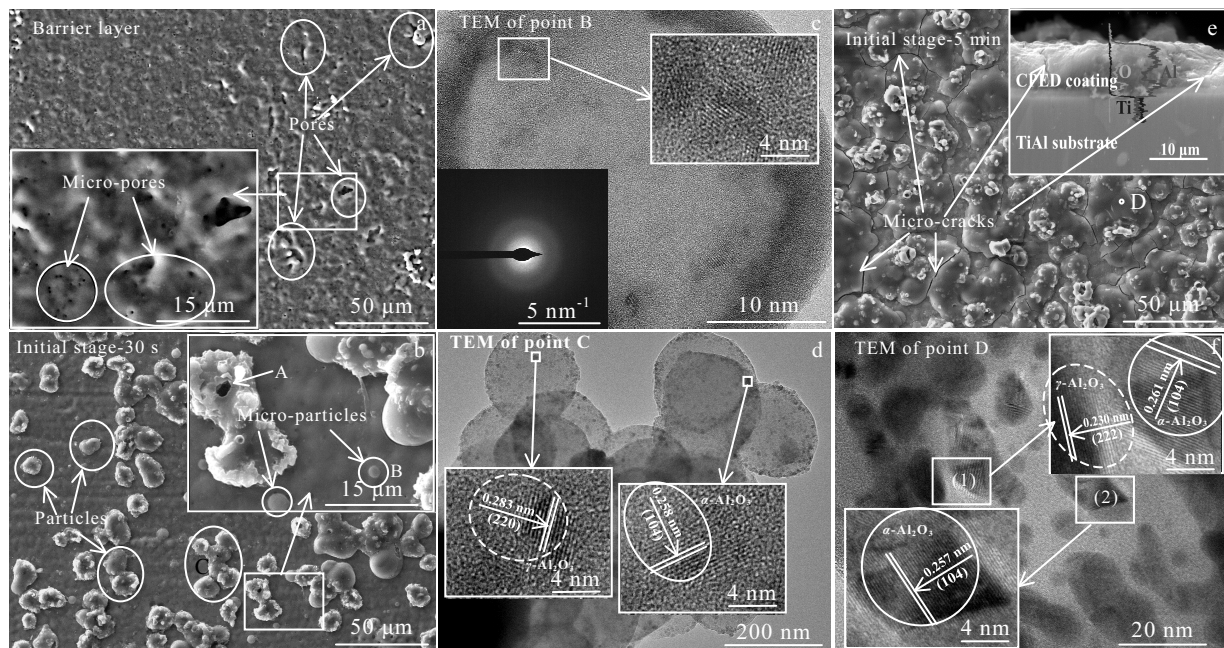


图 3 预处理层和阴极微弧沉积前期涂层微观组织结构

Fig.3 Morphologies of barrier layer (a) and CPED coatings of initial stage for 30 s (b) and 5 min (e); TEM images of point B (c), point C (d) in Fig.3b and point D (f) in Fig.3e

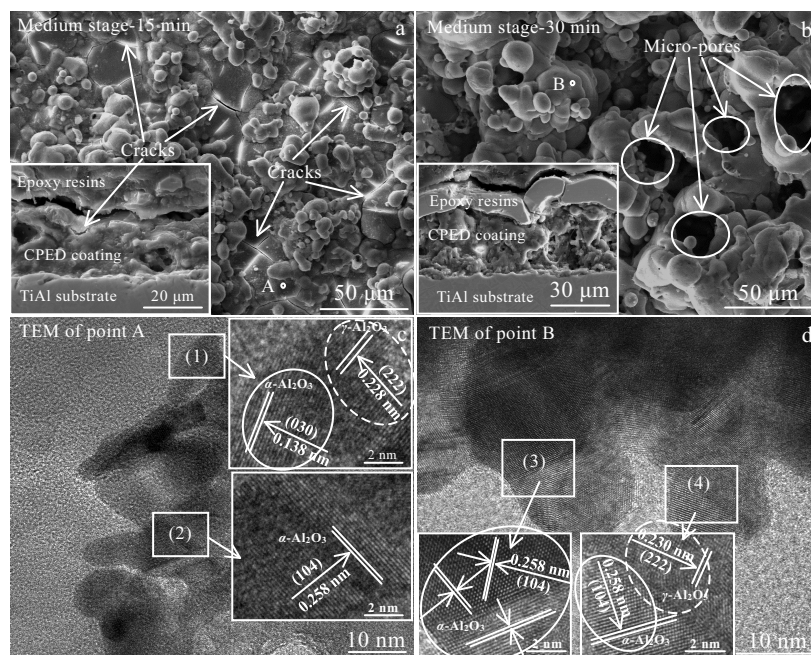


图 4 阴极微弧沉积中期涂层微观组织结构

Fig.4 Morphologies of CPED coatings of medium stage for 15 min (a) and 30 min (b); TEM images of point A in Fig.4a (c) and point B in Fig.4b (d)

高分辨透射电镜分析结果,可以认为在阴极微弧沉积过程中,阴极表面吸附沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 颗粒在电火花的高温作用下发生脱水烧结,一部分 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 颗粒脱水生成 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 另一部分则形成 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。

图 5 为反应后期(60 min)涂层的微观形貌与组织结构表征。由图 5a 可以看出,反应后期涂层表面微孔数量增多,孔径增大。截面微观形貌显示,涂层外层疏松、局部有剥落。在阴极微弧沉积过程中,随着时间延长进入反应后期,涂层增厚导致放电困难,致使反应电压逐渐升高,微弧放电愈加剧烈且不稳定;此外涂层内部也存在较大的应力,导致涂层多孔、易于开裂、脱落,涂层厚度增长变缓。针对图 5a 中 A 点处进行高分辨透射电镜测试,结果如图 5b 所示。由图可见,涂层仍由 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相与 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 相共存,但表面晶体取向杂乱,通过对衍射多晶环进行标定,显示晶带轴依次为 $[110]$, $[211]$, $[411]$, $[421]$ 和 $[422]$ 。

2.3 Al_2O_3 陶瓷涂层的相组成

图 6 为不同反应时期涂层表面的 X 射线衍射图谱。图 6a 显示反应初期涂层在 $20^\circ\sim 35^\circ$ 范围内出现明显的非晶态漫反射衍射峰,结合图 3c 的透射电镜电子衍射花样进一步说明此时涂层中存在非晶态 $\text{Al}(\text{OH})_3$; 在 $35^\circ\sim 80^\circ$ 范围,根据标准谱图(JCPDS PDF No. 10-0425)进行标定,显示涂层的相为不同晶面的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 和 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。随着反应进行,涂层中非晶衍射峰强度变弱,

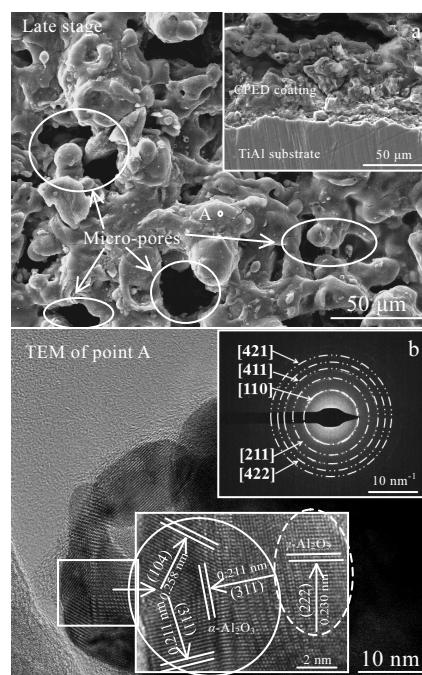


图 5 阴极微弧沉积后期涂层微观组织结构

Fig.5 Morphologies of CPED coatings of late stage for 60 min (a) and TEM image and SAED pattern of point A in Fig.5a (b)

$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (104)晶面衍射峰强度增强(图 6b),表明涂层中非晶态 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 含量降低,晶态 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量逐渐增多。

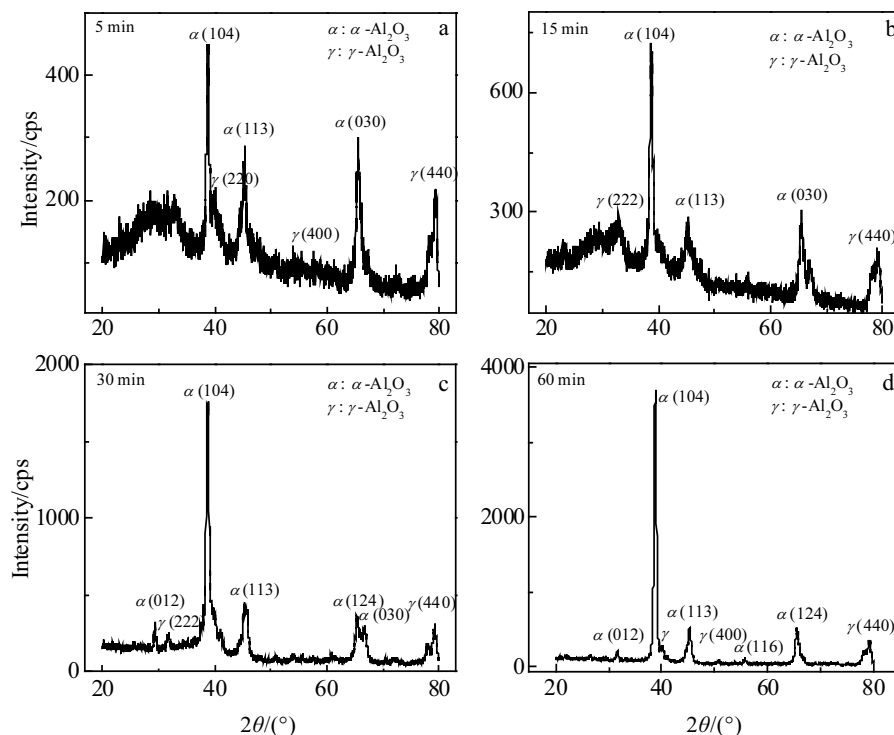


图 6 不同反应时期涂层的 XRD 图谱

Fig.6 XRD patterns of CPED coatings of different time: (a) 5 min, (b) 15 min, (c) 30 min, and (d) 60 min

当反应时间为 30 min 时(图 6c), 非晶态漫衍射峰消失, 表明此时试样表面沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 全部脱水形成 Al_2O_3 。对晶型进行定量分析计算, 结果显示 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量约为 74.2%, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 约为 25.8%。当反应进行到后期时(图 6d), $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 吸收峰强度继续增强, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 吸收峰强度变弱, 其中 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的(222)晶面吸收峰($2\theta=32.5^\circ$)已检测不到, 计算结果显示此时 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量约为 87.5%, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 约为 12.5%。

因此, 在阴极微弧沉积过程中, $\text{Al}(\text{OH})_3$ 脱水烧结形成 Al_2O_3 陶瓷层。随着反应的进行, 输出电压增加, 电火花能量增大, 阴极表面温度逐渐升高, 由于 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的转变温度高于 $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 的转变温度^[4, 5], 使得 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 脱水烧结形成的 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量越来越多, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量越来越少。

2.4 Al_2O_3 陶瓷涂层形成机理分析

综合分析认为, 阴极微弧沉积反应过程中, 当反应前期电源输出电压低于起弧阻挡层的击穿电压时, 在电场作用下, 电解液中的 Al^{3+} 离子与 OH^- 离子结合成带正电的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒吸附在阴极试样表面; 当电源输出电压超过击穿电压时, 起弧阻挡层被击穿、破坏, 并产生电火花放电, 沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒在电火花的能量作用下发生脱水烧结, 生成 Al_2O_3 陶瓷; 随着反应

进行, 阴极表面沉积吸附的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒增多, 生成的 Al_2O_3 陶瓷相互连接, 在试样表面形成致密、与基体结合良好的第 1 层涂层(内层), 因此涂层厚度增长不明显, 且相对误差值较大, 同时由于电源输出电压较低, 电火花数量少、能量低, 涂层内层由脱水不充分的非晶态 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 和晶态 Al_2O_3 组成; 当反应进行到中期时, 在涂层内层的表面发生 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒的沉积吸附和火花放电, 由于电源输出电压较高, 此时沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 胶体微粒脱水更充分, 涂层生长迅速, 外表层晶体结晶度提高, 非晶态 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 含量降低, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量增多, 涂层的生长方式为逐层向外生长; 当反应进行到后期时, 由于电压过高, 该阶段内涂层表面吸附沉积的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 微粒脱水反应太过剧烈, 形成的涂层外表层疏松、局部有剥落, 且晶体取向较为杂乱。

3 结 论

1) TiAl 合金表面阴极微弧沉积过程中, 阴极表面同时进行 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 的吸附反应和脱水反应, 吸附的 $\text{Al}(\text{OH})_3$ 在电火花的高温作用下发生脱水烧结, 在阴极表面形成 Al_2O_3 陶瓷层。

2) Al_2O_3 涂层生长分为前期 I、中期 II 和后期 III 3 个阶段。反应前期起弧阻挡层被击穿, 涂层生长较慢,

组织致密且与基体结合良好；反应中期涂层厚度增长较快，组织致密，与基体结合良好，涂层结晶度逐渐提高；反应后期涂层厚度增长速度变缓，表层组织疏松、多孔。

3) 随反应进行，涂层中 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量逐渐增加， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量逐渐减少；在反应后期，涂层表层 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 含量约为 87.5%， $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ 约为 12.5%。

参考文献 References

- [1] Yang X Z, He Y D, Wang D R *et al.* *Electrochemical and Solid-State Letters*[J], 2002, 5(3): C33
- [2] Wang X Y, Liu F, Song Y *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 285: 128
- [3] Wang P, Li J P, Ma Z J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2018, 740: 735
- [4] Jin Q, Xue W B, Li X J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 476(1-2): 356
- [5] Wang P, He Y D, Zhang J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2015, 283: 37
- [6] Liu C J, Zhao Y C, Chen Y S *et al.* *Materials Letters*[J], 2014, 132: 15
- [7] Chen Y S, Qian H M, Wang X D *et al.* *Materials Letters*[J], 2015, 158: 178
- [8] Creus J, Brezault F, Rebere C *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 200(14-15): 4636
- [9] Jin X Y, Wang B, Xue W B *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 236: 22
- [10] Wu J, Xue W B, Wang B *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2014, 245: 9
- [11] Quan C, He Y D. *Surface & Coatings Technology*[J], 2015, 269: 319
- [12] Quan C, He Y D. *Applied Surface Science*[J], 2015, 353: 1320
- [13] Habibi A, Khoie S M M, Mahboubi F *et al.* *Thin Solid Films*[J], 2017, 621: 253
- [14] Yen S K, Chang C C. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2003, 77(3): 836
- [15] Bahadori E, Javadpour S, Shariat M H *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 228(S1): 611
- [16] Wang S Q, Xie F Q, Wu X Q. *Materials of Chemistry and Physics*[J], 2017, 202: 114
- [17] Dunleavy C S, Curran J A, Clyne T W. *Applied Surface Science*[J], 2013, 268: 397
- [18] Cheng Y L, Cao J H, Mao M K *et al.* *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 291: 239
- [19] Yerokhin A, Parfenov E V, Matthews A. *Surface & Coatings Technology*[J], 2016, 301: 54

Microstructure Evolution of Al_2O_3 Ceramic Coatings Fabricated on TiAl Alloy via Cathodic Plasma Electrolytic Deposition

Wang Shaoqing¹, Xie Faqin¹, Wu Xiangqing¹, Chen Lianyang¹, Zhou Kai^{1,2}

(1. Northwest Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

Abstract: In order to study the microstructure evolution of Al_2O_3 ceramic coatings during cathodic plasma electrolytic deposition (CPED) process, Al_2O_3 coatings were fabricated via CPED technique on prepared TiAl alloy in $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$ electrolyte with different time. Microstructure, morphology and chemical compositions of coatings were analyzed by scanning electron microscopy (SEM) with energy-dispersive spectroscopy (EDS), transmission electron microscopy (TEM) and X-ray diffraction (XRD), and heat-resistance of TiAl alloy substrate and CPED coating was tested. The results indicate that the growth process is divided into three stages, i.e. the initial stage, the medium stage and the late stage. The barrier layer is broken down and the coating grows slower in the initial stage, and has uniform and good combination with the substrate. The CPED coating grows stably and more rapidly in the medium stage, and the crystallinity of the CPED coating improves. In the late stage, the CPED coating grows slower, containing 87.5% main phase $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ and 12.5% $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, and the loose and porous outer coating is fabricated.

Key words: cathodic plasma electrolytic deposition; TiAl alloy; microstructure evolution; crystallinity

Corresponding author: Xie Faqin, Ph. D., Professor, College of Aeronautics, Institute of Corrosion and Protection, Northwest Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, E-mail: fqxie@nwpu.edu.cn