

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20181114004

C17200 铍铜合金表面等离子制备 Ta 涂层的组织及耐腐蚀性能

席雯, 丁文强, 孟天旭, 郭麒, 于盛旺, 刘小萍

(太原理工大学 材料科学与工程学院, 太原 030024)

摘要: 用双层辉光等离子渗金属技术在 C17200 铍铜合金表面制备 Ta 涂层, 以提高其抗腐蚀性能。用 X 射线衍射仪、扫描电子显微镜、划痕仪等分别研究 Ta 涂层组织结构、成分以及与基体的结合强度, 并用三电极体系测量 C17200 合金及其制备 Ta 涂层后的腐蚀性能。研究表明, 保温 0.5~3 h 后, 在 C17200 表面形成表面 Ta 沉积层/Ta-Cu-Be 过渡层的复合 Ta 涂层, 该复合涂层由 Ta、Ta₂Be、Cu(Be) 等相组成。涂层由岛状组织融合生长, Ta 涂层随保温时间的延长而增厚。保温 2 h 的 Ta 涂层表面平整致密, 与基体结合良好, 在 10% H₂SO₄ 溶液中较未处理 C17200 基材的自腐蚀电位升高, 自腐蚀电流下降, 腐蚀速率降低, 表现出良好的耐蚀性能, 有效地保护铍铜基体不受腐蚀液侵蚀。

关键词: C17200 铍铜合金; 等离子表面合金化; Ta 涂层; 组织; 耐蚀性

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2019)02-0063-07

Microstructure and Corrosion Resistance of Plasma Ta-coated C17200 Beryllium Copper Alloy

XI Wen, DING Wenqiang, MENG Tianxu, GUO Qi, YU Shengwang, LIU Xiaoping

(School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: In order to improve the corrosion resistance, Ta coatings were prepared on C17200 beryllium copper alloy by double glow plasma surface alloying technology. The microstructure, composition of the Ta coatings and the bond strength between Ta coating and substrate were analyzed by X-ray diffraction, scanning electron microscopy and scratch tester respectively. The corrosion properties of Ta-coated samples and C17200 alloy were measured by the standard three-electrode system. The results show that a Ta deposition layer/Ta-Cu-Be diffusion layer is formed on C17200 alloy after depositing Ta coating for 0.5-3 h, and it is composed of Ta, Ta₂Be, Cu(Be) etc. Ta coatings are formed by the island growth mode, and the coating thickness increases with the alloying time. The coating alloyed for 2 h is compact, smooth and well bonded with the substrate, exhibiting a good corrosion resistance due to the higher self-corrosion potential, lower self-corrosion current and corrosion rate, which effectively protects the beryllium copper substrate from erosion.

Keywords: C17200 beryllium copper alloy; plasma surface alloying; Ta coating; microstructure; corrosion resistance

0 引言

铍铜合金具有高弹性及良好的导电性, 主要用在电子元件、汽车、计算机、安全工具等领域^[1-3]。在众多的铍铜合金中, C17200 合金属于析出硬化

型铜合金, 应用范围较广, 但其不耐强酸尤其是氧化性酸的腐蚀, 且相对于其他合金硬度偏低^[4-5]。为了提高铍铜合金在腐蚀及摩擦磨损环境中的使用寿命, 在其表面制备涂层不失为一种改善摩擦

收稿日期: 2018-11-14; 修回日期: 2019-01-26

通信作者: 刘小萍 (1961—), 女 (汉), 教授, 博士; 研究方向: 材料表面改性; E-mail: liuxiaoping@tyut.edu.cn

基金项目: 国家自然科学基金 (51474154, 51401141, 51501125 和 51601124)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51474154, 51401141, 51501125 and 51601124)

引用格式: 席雯, 丁文强, 孟天旭, 等. C17200 铍铜合金表面等离子制备 Ta 涂层的组织及耐腐蚀性能[J]. 中国表面工程, 2019, 32(2): 63-69.

XI W, DING W Q, MENG T X, et al. Microstructure and corrosion resistance of plasma Ta-coated C17200 beryllium copper alloy[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(2): 63-69.

及腐蚀性能的有效方法。铜合金表面处理方法主要包括电镀、化学镀、激光熔覆、等离子喷涂、化学气相沉积、铸渗、凝胶溶胶法、等离子表面合金化等^[6]。目前,人们致力于对纯铜、黄铜、钨铜、铝青铜等铜合金实施表面处理,而对 C17200 铍铜合金表面改性尤其是防腐涂层的研究报道较少。YAN M F 等^[7]采用磁控溅射及离子渗氮在 C17200 合金表面形成耐磨 Cu-Ti-N 涂层,表面硬度最高为 983 HV。邹博华等^[8]采用闭合场非平衡磁控溅射在 C61900 铝青铜表面镀钛,进一步利用等离子渗碳制备镀钛渗碳改性层,表面硬度提高至 300 HV,解决了铝青铜耐磨性差的问题。BATENI M R 等^[9]采用包埋渗在纯铜表面制备 Ti-Cu 金属间化合物涂层,摩擦因数由 0.8 降低到 0.15。郝龙等^[10]在钨铜合金表面化学镀 Ni-P 合金镀层,形成的镀层均匀致密,一定程度上改善了基体的耐蚀性。朱胜等^[11]在黄铜表面制备镍基合金涂层,电化学测试中可在涂层表面形成一层氧化膜,保护基体不接触腐蚀液,从而提高了黄铜的耐蚀性。由于涂层与基体间为机械结合,基体铜的热膨胀系数较大,涂层可能会因为与基体间热膨胀系数不匹配而导致涂层内应力较大,在实际工况中容易出现涂层剥落的现象。

双层辉光等离子渗金属法^[12](双辉渗金属)具有渗速快、节约贵金属、无污染、合金成分层可控等优点,用双辉渗金属技术可在涂层与基体间形成扩散层,增加涂层与基体间的结合强度。袁庆龙、张跃飞等^[13-14]在纯铜表面双辉等离子渗 Ni、Ti,旨在提高纯铜的摩擦性能、耐蚀性及高温抗氧化性。刘琳等^[15]采用双辉等离子渗金属方法进一步在 C17200 合金表面制备 Ti 及 TiN 复合渗层,耐磨性显著提高,但是由于 Ti($42\ \mu\Omega\text{cm}$)与 TiN($25\ \mu\Omega\text{cm}$)电阻率较高,使铍铜表面电阻增加,电导率降低。

Ta 元素具有高导电性、高热稳定性和化学稳定性等特点,除氢氟酸外,Ta 能抵抗所有无机酸的侵蚀。CHENG Y 等^[16]采用电弧离子镀在 TiNi 形状记忆合金表面镀 Ta,涂层由均匀的 α -Ta 组成,在 0.9%NaCl 溶液中的基体击穿电位为 810 mV,制备涂层后击穿电位增加大约 300 mV,基体的自腐蚀电流较大为 $7.5\times 10^{-7}\ \text{A}/\text{cm}^2$,制备涂层后自腐蚀电流均降低,耐蚀性提高。YU X M 等^[17]采用

化学气相沉积法在 Ti₆Al₄V 合金表面制备 Ta 涂层,在 0.9%NaCl 溶液中表现出高的自腐蚀电压和低的自腐蚀电流,提高了钛合金的耐蚀性及生物相容性。Ta 元素包括 α -Ta、 β -Ta 两种结构,其中 α -Ta(电阻率 $13\ \mu\Omega\text{cm}$)相比 β -Ta(电阻率 $180\ \mu\Omega\text{cm}$)具有良好的导电性,且较 β -Ta 脆性小^[18-19]。研究表明,试验参数以及基体温度均会影响 Ta 的结构,当温度超过 700 °C 时,发生 (100) 晶面的 β -Ta 向 (100) 晶面的 α -Ta 转变^[20-21]。与上述 PVD 和 CVD 法制备的 Ta 涂层与基体间存在成分突变不同,用双辉渗金属技术在铍铜合金表面形成的 Ta 涂层表面含少量 Be 元素,且涂层与基体之间以 Ta-Cu-Be 过渡层连接。此外,由于 α -Ta 比 Ti 具有更小的电阻率和更强的抗腐蚀能力^[22],与 Ti 涂层比较,在铍铜合金表面制备 Ta 涂层可兼备良好的导电性和优良的耐蚀性。文中采用双辉渗金属法在 C17200 铍铜合金表面制备 Ta 涂层,分析不同保温时间对 Ta 涂层组织、成分及与基体结合强度的影响,并探讨 C17200 合金表面制备 Ta 涂层后的耐腐蚀性能。

1 试验与方法

基材选用尺寸为 $\Phi 33\ \text{mm}\times 3.5\ \text{mm}$ 的 C17200 合金,试样入渗金属炉前依次用 240~2500 号系列砂纸打磨抛光,再用丙酮、酒精超声波清洗。源极选用纯度为 99.99% 的丝状 Ta 靶, Ta 丝尺寸直径 $\Phi 2\ \text{mm}\times 20\ \text{mm}$,丝间距为 10 mm,其形状如图 1 所示。

采用自制的双辉渗金属炉制备 Ta 涂层。渗金

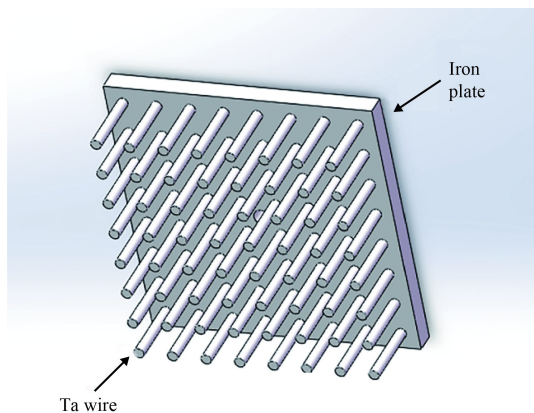


图 1 Ta 丝靶示意图

Fig.1 Schematic of Ta wire target

属炉体接地为阳极,将 C17200 合金试样和 Ta 源极分别放置于工件支撑台和源极吊挂装置上,源极与阳极之间、试样与阳极之间分别与直流电源和直流脉冲电源相连,保持源极与工件之间的距离为 18 mm,脉冲频率 60 kHz,占空比 0.8;抽真空至 3 Pa 后,充入氩气使工作气压稳定在 35 Pa,接通工件电源,预溅射试样 30 min,然后调整源极电压 630~720 V,试样电压 380~470 V,将试样温度升至 800 ℃,分别保温 0.5、1、2、3 h 后,断开源极和工件电源,充入氩气至 62 L/min,并在氩气气氛中冷却 2 h 后出炉。试样温度用 WDL-31 型光电温度计测量。

用 MIRA3 LMH TESCAN 型扫描电子显微镜 (SEM) 观察涂层表面及截面形貌,用其附带的能谱仪 (EDS) 分析成分。用 XRD-7000S/L 型 X 射线衍射仪分析 (XRD) 标定涂层物相组成。涂层与基体间结合强度用 HT3001A 自动划痕仪检测,加载范围为 5~180 N,加载速率为 100 N/min,划痕速度为 2 mm/min。

采用 CS350 型电化学工作站进行电化学测试。三电极体系分别测量基材与制备 Ta 涂层试样的电化学性能,参比电极为 Hg/Hg₂SO₄ 电极,辅助电极为铂电极,试样为工作电极。测量极化曲线的扫描速率为 0.01 V/s,自腐蚀电流由 Tafel 外推法确定。所选用的电解质溶液为 10% H₂SO₄ 溶液,测试温度为 (25±1) ℃。

2 结果与讨论

图 2 为 C17200 合金经不同时间制备 Ta 涂层表面的 XRD 衍射图谱。从图中看出, C17200 基材为 Cu(Be) 固溶体,保温 0.5~3 h 后表面均由 α -Ta、Ta₂Be 及 Cu(Be) 固溶体组成。衍射图谱中, Ta 在 2θ 为 38.472°、55.549°、69.581° 和 82.461° 的衍射峰分别与 (110)、(200)、(211) 和 (220) 晶面对应, Ta 衍射峰较标准峰的位置整体向左偏移约 0.31°, 说明 Ta 晶格掺杂基体原子,使其晶面间距变大。保温 0.5 h 后, Ta 晶粒的 (110) 衍射峰强度最高,随着保温时间的延长, (110) 晶面衍射峰强度逐渐变低, (211) 晶面衍射峰强度逐渐增加,表明随着保温时间的延长, Ta 择优生长晶面由 (110) 晶面转变为 (211) 晶面。研究表明,采用交替电子束沉积法, Ta、Cu 粒子在氩离子的轰击下会形成非晶薄膜 Cu_{0.3}Ta_{0.7}^[23-25],

C17200 制备 Ta 涂层后, (200)、(220) 晶面呈馒头状峰型,说明 Ta 涂层中可能有非晶相存在。由于保温时间越长, Ta 涂层越厚,故基体相 Cu 的衍射峰强度随保温时间的延长而降低。

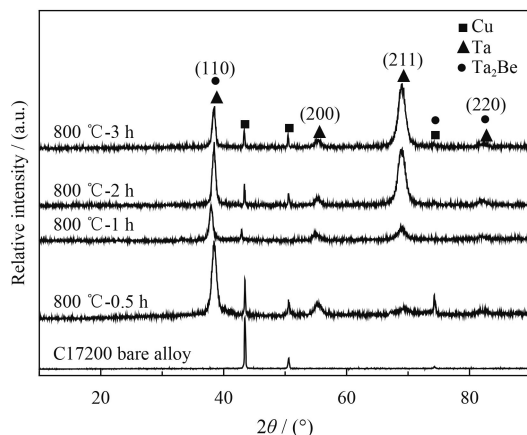


图2 C17200 合金及 Ta 涂层经不同时间保温后表面的 XRD 衍射图谱

Fig.2 XRD patterns of substrate and Ta-coated C17200 alloy after different alloying time

图 3 为经不同时间在 C17200 表面制备的 Ta 涂层表面、截面形貌。表 1 为 C17200 合金经不同时间制备 Ta 涂层的表面与截面成分分析。如图 3(a) 所示,保温 0.5 h 形成的 Ta 涂层表面凹凸不平,由 1.875~14.375 μ m 大小不一的岛状突起组成,表面除 Ta 元素外,还有少量 Be 元素存在;观察其截面,涂层较薄且不平整,平整处厚度约为 3.125 μ m,涂层与基体结合处无明显孔隙,岛状凸起涂层与基体交界处中出现峰状的 Ta-Cu-Be 暗色区域 (图 3(e))。保温 1 h 的 Ta 涂层表面岛状有所长大,并出现更多的小岛状 Ta 粒子,岛状尺寸在 3.53~20 μ m,表面由 Ta 及微量 Be 元素组成 (图 3(b))。由图 3(f) 涂层截面可知保温 1 h 后形成的涂层厚度增加至 7.8 μ m 左右,岛状凸起明显长大与融合,涂层中峰状 Ta-Cu-Be 区域尺寸及数量增加,断续分布在与基体交界处。随着保温时间的增加,由于渗金属过程中涂层不断捕获 Ta 原子,表面岛状长大并彼此接合,保温 2 h 后的 Ta 涂层表面基本平整,在含 Ta 及少量 Be 的表面上分布 Ta 的岛状凸起,涂层厚度约 8.56 μ m,涂层由表层富 Ta 层及 Ta-Cu-Be 组成 (图 3(c)(g))。与保温 2 h 比较,保温 3 h 后的表面粗糙度明显增加 (图 3(d)),涂层生长出新的岛状 Ta 凸起,在 Ta-Cu-Be 区域之上的 Ta 沉积层明显增厚,整体

涂层厚度达 11.25 μm (图 3(h))。综合分析不同时间制备 Ta 涂层组织可知,表面凸起处的 Be 含量低于平整处,即涂层凸起处的 Ta 含量较高,说明涂层凸起处 Ta 粒子沉积速度更快。随着保温时间的增加,扩散到 Ta 涂层中的 Cu、Be 元素增加,与基体交界的 Ta-Cu-Be 区域更广,而 Cu、Be 原子扩散进 Ta 涂层的深度是一定的,说明 Ta、Cu、Be 原子间存在饱和固溶度或者与动力学有关。尽管 Cu 与 Ta 元素互不固溶,也不形成金属间化合物,Ta 涂层中 Cu 的存在与双辉渗金属过程有关。预溅射阶段,C17200 试样电压高于 Ta 源极电压,辉光放电产生的 Ar 离子集中轰击试样表

面,基体表面 Cu 或 Be 元素被溅射出来,产生空位、位错等缺陷。Ta 涂层制备过程中,Ta 源极电压较高,从源极溅射出来的 Ta 粒子在电场的作用下运动至基体并吸附在基体表面,部分 Ta 原子在高温下通过表面缺陷进入基体,与此同时,基体 Be 元素以及被溅射出来的 Cu、Be 原子重新被吸附在含 Ta 元素的表面,形成 Ta-Cu-Be 区域,并随着时间的增加,Ta 粒子不断地沉积在基体表面,形成表面 Ta/Ta-Cu-Be/基体结构。在 Ar 离子不断地轰击及热扩散作用下,Ta、Cu、Be 原子在界面处形成一层特殊的界面,Ta 与 Be 原子形成 Ta_2Be ,Cu 与 Ta 原子形成 Ta-Cu 非晶合金。

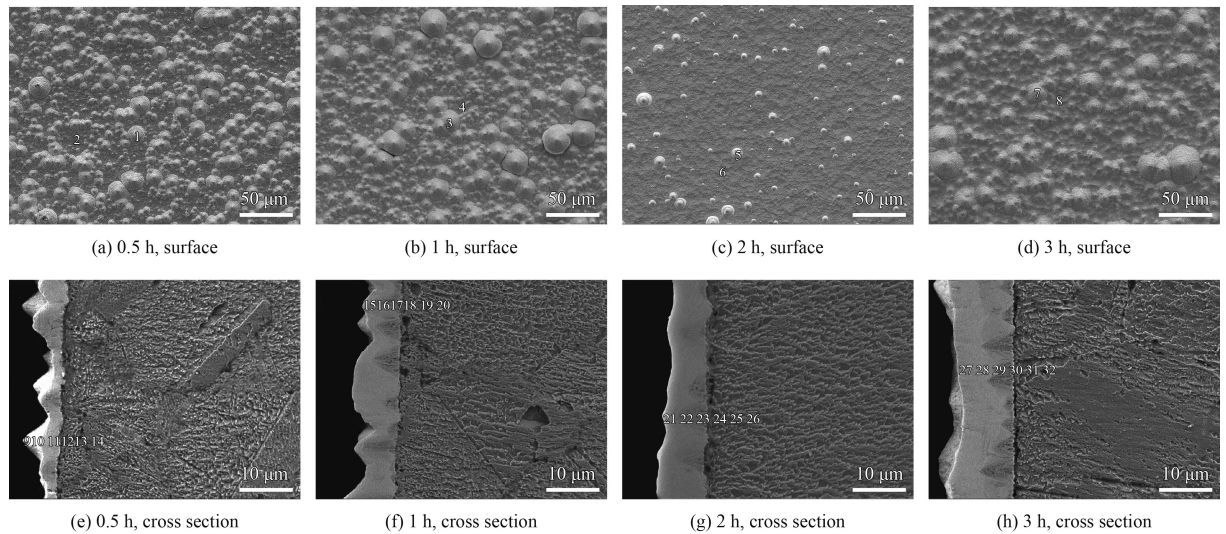


图 3 C17200 合金经不同时间制备 Ta 涂层的表面与截面形貌

Fig.3 Surface and cross-sectional morphologies of Ta coatings formed on C17200 alloy after different alloying time

表 1 C17200 合金经不同时间制备 Ta 涂层的表面与截面成分分析

Table 1 Surface and cross-sectional components of Ta coatings formed on C17200 alloy after different alloying time															
w/%	Ta	Cu	Be	w/%	Ta	Cu	Be	w/%	Ta	Cu	Be	w/%	Ta	Cu	Be
1	98.1	0.1	1.8	9	100	0.0	0.0	17	96.2	2.3	1.5	25	4.8	95.2	0.0
2	96.4	0.0	3.6	10	99.6	0.4	0.0	18	78.5	21.1	0.4	26	0.3	99.6	0.1
3	99.2	0.2	0.5	11	99.7	0.3	0.0	19	1.6	96.6	1.8	27	100	0.0	0.0
4	98.3	0.3	1.4	12	94.1	5.4	0.5	20	0.4	98.6	1.0	28	100	0.0	0.0
5	100	0.0	0.0	13	1.5	94.4	4.1	21	100	0.0	0.0	29	87.1	3.6	9.3
6	96.7	0.0	3.3	14	0.3	99.1	0.6	22	97.4	2.6	0.0	30	78.4	10.2	11.4
7	91.6	0.0	8.4	15	95.3	4.7	0.0	23	66.8	25.2	8.0	31	49.2	36.2	14.6
8	95.3	0.0	4.7	16	85.0	12.7	2.3	24	48.7	51.3	0.0	32	0.1	97.6	2.3

文中用划痕法测定 Ta 涂层与基体间结合强度,利用声发射信号检测涂层开始剥落的临界载荷。图 4 为经不同时间制备的 Ta 涂层声发射曲线。保温 0.5~2 h 时,声发射信号平缓且波动不

大,随着压力增大 Ta 涂层与基体结合良好。保温时间增加至 3 h 后的声发射信号曲线,在 16 N 处突然增大,表明涂层在此处产生裂纹,并随着加载力的增大,声发射信号在 67、83 N 处也有突变

现象, 涂层再次产生裂纹。由上述涂层形成过程分析可知, 从源极上溅射出的 Ta 粒子在电场的作用下, 经过吸附、扩散进入铍铜表面, 并在基材表面在涂层与基材间形成 Ta-Cu-Be 扩散层及表面 Ta 沉积层 (图 3(h))。保温 3 h 后, Ta 涂层厚度增加, 基材表面的活化作用也随之减弱, 与基体交界处出现孔洞或缝隙, 涂层与基体之间的结合强度下降。

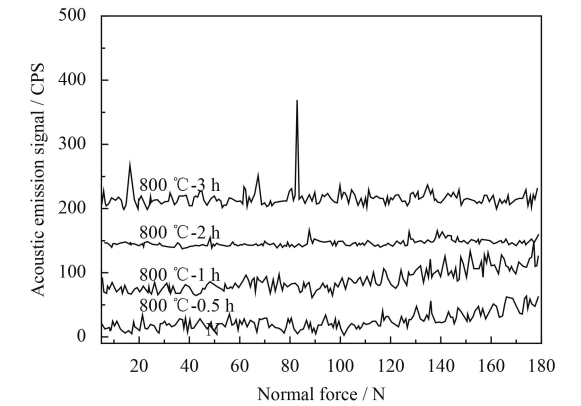


图 4 不同保温时间处理的 C17200 合金 Ta 涂层的划痕声发射曲线

Fig.4 Acoustic emission curves of Ta-coated C17200 alloy after different alloying time

图 5 为 C17200 基材及其 800 °C 保温 2 h 制备 Ta 涂层与基体电化学曲线。从拟合后的数据分析结果 (表 2) 可知, 未经处理的基材与 Ta 涂层的自腐蚀电位分别为-0.54 V 和-0.39 V, 即 Ta 涂层腐蚀电压正移 0.15 V; 根据电化学理论, 自腐蚀电位越高, 电极失去电子的倾向越小, 金属的腐蚀倾向就越小, 制备 Ta 涂层的试样自腐蚀电位相较于基材 E_{corr} 降低, 说明制备涂层后, 试样的腐蚀倾向变低, 热力学稳定性变高。基材自腐蚀电流密度 I_{corr} 为 $1.73 \times 10^{-4} \text{ A/cm}^2$, Ta 涂层的 I_{corr} 较基材降低了大约 3 个数量级, 为 $2.64 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$ 。 I_{corr} 反映金属的腐蚀快慢程度, I_{corr} 越小, 金属腐蚀的越慢, 在硫酸溶液中制备 Ta 涂层的试样较基体耐蚀性提高, 腐蚀速率降低。基材的阳极极化曲线由活性溶解区、预钝化区、钝化区组成, 腐蚀电位为 1.2 V 开始进入钝化区, 铜合金表面形成一层稳定的氧化膜, 阻碍离子的扩散, 以降低腐蚀速率, Ta 涂层有活性溶解区, 钝化区不明显, 阳极极化曲线斜率较大, 说明电极反应的阻力较大, 即金属的耐蚀性较好。C17200 双辉等离子表面 Ta 涂层耐蚀性提高的主要原因是由于 Ta 涂层

在轻微阳极极化或氧化条件下, 会在表面形成一层致密的氧化薄膜 Ta_2O_5 ^[26], 即便是表层的氧化膜被穿透, 内部的金属 Ta 表面又会形成一层氧化膜, 从而保护基体铜合金。

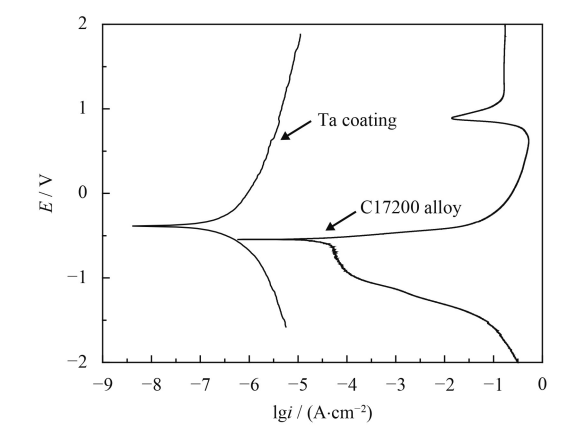


图 5 保温 2 h 制备的 Ta 涂层与 C17200 基材的极化曲线
Fig.5 Potentiodynamic polarization curves of bare C17200 and Ta coated samples alloyed for 2 h

表 2 Ta 涂层及 C17200 基材的电化学测试数据			
Table 2 Electrochemical testing parameters of the bare alloy and Ta coating electrodes			
Samples	$I_{\text{corr}} / (\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	$E_{\text{corr}} / \text{V}$	Corrosion rate
C17200 alloy	1.73×10^{-4}	-0.54	0.38
Ta coating	2.64×10^{-7}	-0.39	0.0031

3 结 论

- (1) 用双辉等离子渗金属技术在 C17200 铍铜合金表面制备了 Ta/Ta-Cu-Be 过渡层的复合涂层, 该复合涂层中的物相主要包含 α -Ta, Ta_2Be 和 Cu(Be) 等。
- (2) 不同保温时间制备的 Ta 层组织致密, 经 0.5、1、2、3 h 保温形成的 Ta 涂层厚度分别为 3.125、7.8、8.56、11.25 μm , 涂层由岛状组织融合生长, 随着保温时间的增加, Ta 进入基体的扩散层深度不变, 但涂层与基体交界处峰状 Ta-Cu-Be 区域扩大。
- (3) 保温 0.5~2 h 制备的 Ta 涂层与基体结合良好, 但保温 3 h 形成的 Ta 涂层由于受涂层厚度及组织的影响, 与基体结合强度降低。
- (4) 在 10% H_2SO_4 溶液中, Ta 涂层的 E_{corr} 和 I_{corr} 分别为-0.39 V 和 $2.64 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$, 与未处理的 C17200 基材相比, 显示出更小的腐蚀倾向和腐蚀速率。

参考文献

- [1] ESMATI K, OMIDVAR H, JELOKHANI J, et al. Study on the microstructure and mechanical properties of diffusion brazing joint of C17200 Copper Beryllium alloy[J]. *Materials & Design*, 2014, 53(1): 766-773.
- [2] 潘奇汉. 铍铜合金性能与其元件生产[J]. *电子元件与材料*, 2004, 23(2): 44-45.
- PAN Q H. Beryllium copper alloy: properties and application[J]. *Electronic Components & Materials*, 2004, 23(2): 44-45 (in Chinese).
- [3] 王伟. 铍铜合金的生产和应用前景分析[J]. *有色金属加工*, 2014, 43(2): 9-12.
- WANG W. Production status and application prospect of beryllium copper alloy[J]. *Nonferrous Metals Processing*, 2014, 43(2): 9-12 (in Chinese).
- [4] TUCK C D S, POWELL C A, NUTTALL J. Corrosion of copper and its alloys[J]. *Shreir's Corrosion*, 2010(3): 1937-1973.
- [5] YANG L, ZHANG F Y, YAN M F, et al. Microstructure and mechanical properties of multiphase layer formed during thermo-diffusing of titanium into the surface of C17200 copper-beryllium alloy[J]. *Applied Surface Science*, 2014, 292(4): 225-230.
- [6] 刘金良. 铜合金表面处理技术研究进展[J]. *有色金属加工*, 2008, 37(4): 45-47.
- LIU J L. Developement of surface treatment technologies of copper alloy[J]. *Nonferrous Metals Processing*, 2008, 37(4): 45-47 (in Chinese).
- [7] YAN M F, ZHU Y D, ZHANG C S, et al. Microstructure and mechanical properties of copper-titanium-nitrogen multiphase layers produced by a duplex treatment on C17200 copper-beryllium alloy[J]. *Materials & Design*, 2015, 84: 10-17.
- [8] 邹博华, 闫牧夫, 朱艳丹, 等. C61900 铜合金表面渗镀复合工艺改性[J]. *金属热处理*, 2016, 41(11): 184-189.
- ZOU B H, YAN M F, ZHU Y D, et al. Surface modification of C61900 copper alloy using a composite rechnology via coating and doping[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(11): 184-189 (in Chinese).
- [9] BATENI M R, ASHRAFIZADEH F, SZPUNAR J A, et al. Improving the tribological behavior of copper through novel Ti-Cu intermetallic coatings[J]. *Wear*, 2002, 253(5): 626-639.
- [10] 郝龙, 杨超, 曹刚, 等. 铍铜合金化学镀镍磷镀层腐蚀行为的研究[J]. *中国钨业*, 2007, 22(3): 31-33.
- HAO L, YANG C, CAO G, et al. On corrosion behavior of Ni-P deposit on W-Cu alloy[J]. *China Tungsten Industry*, 2007, 22(3): 31-33.
- [11] 朱胜, 周超极, 王晓明, 等. 铜合金表面超音速微粒沉积镍基涂层的耐蚀性能研究[J]. *表面技术*, 2015(3): 138-142.
- ZHU S, ZHOU C J, WANG X M, et al. Study on anti-corrosion property of nickel-based alloy coatings on copper surface formed by supersonic particle deposition[J]. *Surface Technology*, 2015(3): 138-142 (in Chinese).
- [12] 徐重. 双层辉光离子渗金属技术的发展、现状和展望[J]. *中国表面工程*, 1997(1): 4-10.
- XU Z. Advances, state-of-arts and perspectives of the double glow surface alloying technique[J]. *China Surface Engineering*, 1997(1): 4-10 (in Chinese).
- [13] 张跃飞, 袁庆龙, 陈飞, 等. 纯铜表面双层辉光离子渗钛合金层的摩擦磨损性能[J]. *摩擦学学报*, 2003, 23(4): 29-32.
- ZHANG Y F, YUAN Q L, CHEN F, et al. Friction and wear properties of Ti-permeated layer on copper by double glow discharge[J]. *Tribology*, 2003, 23(4): 29-32 (in Chinese).
- [14] 袁庆龙, 池承忠, 苏永安, 等. 纯铜双辉等离子体渗镍层形成及扩散机理分析[J]. *金属热处理*, 2003, 28(11): 46-48.
- YUAN Q L, CHI C Z, SU Y A, et al. Diffusion mechanism and formation of nickelized layer by double glow discharge process on copper surface[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2003, 28(11): 46-48 (in Chinese).
- [15] 刘琳, 申航航, 刘小镇, 等. QBe1.9 铜合金表面等离子 Ti+N 共渗合金层的摩擦磨损性能研究[J]. *热加工工艺*, 2017, 46(8): 175-178.
- LIU L, SHEN H H, LIU X Z, et al. Study on friction and wear properties of plasma Ti+N co-penetrated alloying layer on QBe1.9 Cu alloy surface[J]. *Hot Working Technology*, 2017, 46(8): 175-178 (in Chinese).
- [16] CHENG Y, CAI W, LI H T, et al. Surface characteristics and corrosion resistance properties of TiNi shape memory alloy coated with Ta[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2004, 186(3): 346-352.
- [17] YU X M, TAN L L, YANG H Z, et al. Surface characterization and preparation of Ta coating on Ti₆Al₄V alloy[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2015, 644: 698-703.
- [18] BERMUDEZ M D, CARRIOR F J, MARTINEZ N G, et al. Erosion-corrosion of stainless steels, titanium, tantalum and zirconium[J]. *Wear*, 2005, 258(1): 693-700.
- [19] ROBIN A, ROSA J L. Corrosion behavior of niobium, tantalum and their alloys in hot hydrochloric and phosphoric acid solutions[J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2000, 18(1): 13-21.
- [20] HOOGEVEEN R, MOSKE M, GEISLER H, et al. Texture and phase transformation of sputter-deposited metastable Ta films and ja: math multilayers[J]. *Thin Solid Films*, 1996, 275(1/2): 203-206.
- [21] HIEBER K, MAYER N M. Structural changes of evapor-

ated tantalum during film growth[J]. *Thin Solid Films*, 1982, 90(1): 43-50.

[22] 宣伟, 张平则, 黄俊. 纯钛表面渗钽改性层在硫酸中的耐腐蚀性能[J]. *机械工程材料*, 2010, 34(9): 50-53.

XUAN W, ZHANG P Z, HUANG J. Corrosion resistance of tantalum modified layer on pure titanium surface in H₂SO₄ solution[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2010, 34(9): 50-53.

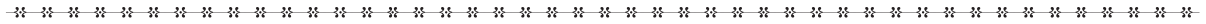
[23] GONG H R, KONG L T, LIU B X. Amorphous alloy formation in immiscible Cu-Ta and Cu-W systems by atomistic modeling and ion-beam mixing[J]. *Mrs Proceedings*, 2003, 806, doi: 10.1557/PROC-806-MM5.14.

[24] GONG H R, LIU B X. Influence of interfacial texture on solid-state amorphization and associated asymmetric growth in immiscible Cu-Ta multilayers[J]. *Physical Review B*, 2004, 70(13): 2806-2810.

[25] FRANCIS M F, NEUROCK M N, ZHOU X W, et al. Atomic assembly of Cu/Ta multilayers: Surface roughness, grain structure, misfit dislocations, and amorphization[J]. *Journal of Applied Physics*, 2008, 104(3): 912.

[26] 叶方伟. 钽及其合金[J]. *材料导报*, 1997, 11(2): 27-30.

YE F W. Tantalum and its alloys[J]. *Materials Review*, 1997, 11(2): 27-30 (in Chinese).



• 本刊讯 •

2019 年绿色制造国际会议将于南京召开

绿色制造是经济、社会、环境属性三位一体深度融合而形成的制造新生态, 作为下一代技术变革方向已成为全球制造业发展共识。为进一步落实《绿色制造工程实施指南(2016—2020 年)》、《工业绿色发展规划(2016—2020 年)》要求, 中国机械工业联合会、中国机械工程学会和中国机械制造工艺协会联合决定于 2019 年 6 月 13—15 日在南京(江苏省会议中心)举行 2019 年度绿色制造国际会议(International Conferenoe on Green Mmuufacturing, ICGM2019)。会议将围绕“绿色制造·全球共识”这一主题, 交流技术、展示成果, 研讨绿色低碳高质量发展等行业热点话题。会议由中国机械工业联合会、中国机械工程学会和中国机械制造工艺协会主办; 中国机械工业联合会绿色制造分会、中国机械工程学会环境保护与绿色制造技术分会承办。会议旨在交流国内外绿色制造技术最新研究成果, 研讨绿色制造工艺技术装备发展趋势、绿色制造技术系统集成与应用、以及污染防治和环境保护系统解决方案等, 从而促进工业绿色发展整体水平显著提升。

会议内容包括: ①邀请科技部、工信部、生态环境部领导解读我国绿色制造科技、绿色制造工程、环境保护等相关国家政策; ②邀请来自英国、德国、澳大利亚、中国、韩国等国际知名专家做大会主旨报告; ③举办绿色制造标准化与评价、绿色高效切削技术、绿色成形工艺与装备、绿色制造技术系统集成与应用等专题会议; ④组织参观绿色制造先进示范企业。

会议论文和绿色制造科技成果征集范围: ①基于绿色发展理念的减量化与创新设计方法、评价方法工具和标准化等; ②新型绿色材料、环境友好型的工艺辅助材料, 绿色加工工艺(包括: 机械加工、切割、激光、3D 打印等)与装备, 绿色成形工艺(铸、锻、焊等)与装备, 无害化替代材料制造工艺技术装备, 新型绿色制造新工艺与装备, 非传统机械制造的绿色制造工艺技术装备等; ③再制造和资源化技术与装备等; ④生产过程能源监测与优化技术装备, 污染防治和环境保护技术与装备等; ⑤能源和环境管理相关政策等; ⑥绿色制造技术系统集成与应用、绿色生产模式等; ⑦产品全生命周期工程及其系统仿真等, 工厂、工业园区生态效率规划及能量管理系统等。

会议联系人及联系方式: 路璐 010-88379223、13911462104; 黄刚 010-88301737、13811935395; 宋文清 010-88301523; 郝秀清 025-84891077、13770986168。

(本刊编辑部 供稿)