第 26 卷第 12 期 中国有色金属学报 2016 年 12 月
Volume 26 Number 12 The Chinese Journal of Nonferrous Metals December 2016
文章编号：1004-0609(2016)-12-2605-08

QBe1.9 铜合金 Ti-N 等离子复合渗及其摩擦磨损性能

刘 琳，申航航，刘小镇，郭 麒，孟天旭，王振霞，刘小萍

(太原理工大学 表面工程研究所，太原 030024)

摘 要：对 QBe1.9 铜合金进行双辉等离子渗 Ti 及后续离子氮化复合处理，在其表面制备 TiN(Ti_2N)/Ti 合金层以改善其摩擦磨损性能。采用扫描电镜、能谱、辉光放电光谱仪、X 射线衍射仪等手段观察分析 Ti-N 复合渗合金层的组织、成分及相结构，对合金层硬度及导电性进行了分析，并利用往复球盘摩擦磨损试验机研究 QBe1.9 基材及其 Ti-N 复合渗后的摩擦磨损性能。结果表明：经过 Ti-N 复合处理后，在 QBe1.9 铜合金表面形成厚度为 27 μm 的复合渗层，该渗层包括表面富 TiN(Ti_2N)合金层和 Ti-Be-Cu 扩散过渡层；QBe1.9 铜合金经 Ti-N 复合渗后，表面硬度达 964 HV，比基材的硬度明显提高；摩擦因数和比磨损率分别仅为未处理基材的 30%和 1.38%，达到减摩耐磨效果。表面高硬氮化物的形成是 Ti-N 复合渗改善 QBe1.9 铜合金表面性能的主要原因。

关键词：QBe1.9 铜合金；等离子渗 Ti；离子氮化；导电性；摩擦；磨损
中图分类号：TG174.445 **文献标志码**：A

铍铜合金属于时效析出强化的铜基合金，经淬火时效处理后具有高弹性极限、耐蚀、导电导热性好以及色彩鲜亮等一系列优点，被广泛用于航空航天、石油化工、电子电器等多种领域，已经成为国民经济建设中不可缺少的重要工业材料[1−4]。QBe1.9 铜合金是一种常见的铍铜合金，常用于制造齿轮、测试探针、弹片等器件。然而由于 QBe1.9 铜合金的硬度较低，耐磨性较差，当这些器件在摩擦磨损比较严重的环境中工作时，常因磨损严重而失效，致使使用寿命大大缩短[5−7]。热处理是目前提高 QBe1.9 铜合金性能的主要方法。例如，对 QBe1.9 铜合金弹性针进行 800 ℃淬火以及(300 ℃, 2.5 h)时效热处理，可以使针头的显微硬度得到提高[8]。但受 QBe1.9 铜合金成分、结构等的限制，其硬度提高幅度较小，对耐磨性的改善作用不大。表面处理作为常用的改善材料表面性能的有效方法，可以在保持基体性能的基础上提高其表面性能。对于 QBe1.9 铜合金，通常采用在其表面形成薄膜的方式来提高其表面强度。例如，通过在 QBe1.9 铜合金测试针表面进行 Ni 化学镀和 Au 磁控溅射复合处理形成 Au/Ni 复合镀层来改善其表面耐磨性，进而延长其使用寿命[9]。然而，Au/Ni 复合镀层表面硬度较低，复合镀层之间以及膜基间结合力较弱，探针在不断摩擦过程中易因磨损或剥落而报废。QBe1.9 铜合金的表面耐磨性还可以通过 Ti 沉积及离子氮化处理在其表面制备 Cu-Ti-N 复合层来提高[6]。但是 Ti 薄膜与基体间的结合强度较低仍然是 QBe1.9 铜合金摩擦磨损失效的一个关键因素。

双层辉光等离子表面冶金技术是一种通过向基体材料渗入特定元素，在基体材料表面形成合金层的表面改性新方法。相比于微弧氧化、离子注入、激光表面处理等其他表面处理方法[10−12]，双辉技术具有渗速快、节约能源、合金层成分基本可控等优点。利用该技术形成的表面合金层成分、组织与性能呈梯度变化，与基体结合牢固，具有典型梯度材料的特征[13]。TiN 具有高硬度、低摩擦因数以及良好的耐磨性和耐腐蚀性[14−16]，是常用的表面薄膜材料。但是，由于 TiN 薄膜通常在低温下制备，与基体间的结合力较弱，而且对铍铜合金来说，基体较软更是难以支撑其上的硬质 TiN 薄膜。

本文作者结合双辉技术的特点以及 TiN 的优良性能，对 QBe1.9 铜合金进行双辉等离子渗 Ti 及离子氮化复合处理，并分析 QBe1.9 铜合金 Ti-N 复合处理后组织、成分分布和相结构，研究未处理的 QBe1.9 基材及 Ti-N 复合处理后的表面硬度和导电性能，并通过

基金项目：国家自然科学基金资助项目(51474154，51401141)；山西省自然科学基金资助项目(2012011021-4，2014011015-7)
收稿日期：2016-05-23；**修订日期**：2016-12-09
通信作者：刘小萍，教授，博士；电话：0351-6010540；E-mail: liuxiaoping@tyut.edu.cn

比较两种试样的摩擦磨损行为，研究其摩擦磨损机制。

1 实验

基体材料选用QBe1.9铜合金，尺寸为 d 34 mm×4 mm，经过水洗砂纸打磨，金刚石粉抛光，丙酮清洗，干燥后备用。靶材为 90 mm×50 mm×4 mm 的纯 Ti 板。等离子渗 Ti 处理在自制的 LS−450 型双层辉光等离子渗金属炉中进行，其中，Ti 靶作为源极悬于 QBe1.9 试样上方。渗 Ti 工艺参数为：温度 800 ℃，保温时间 2 h；工件为阴极，所加电源为脉冲电源，占空比 0.8，电压 300~450 V，源极电源为直流电源，电压 580~650 V；放电气压 35 Pa，极间距 18 mm，工作气体为氩气。渗 Ti 完成后进行后续离子氮化处理，采用 NH_3 作为氮原子供给源，渗氮温度为 600 ℃，时间为 10 h，阴极电压为 700 V，阴极电流为 25 A。

试样经 Ti-N 复合处理完成后，分别用 TESCAN-MIRA3 型扫描电子显微镜、GDOES750 型辉光放电光谱仪、Rigaku X 射线衍射仪观测并分析其渗层组织、成分及结构。采用 Shimadzu HMV-2T 型显微硬度仪检测 QBe1.9 基材及 Ti-N 复合处理试样的表面硬度。用 Lucas-signatone pro4−4000 型四探针电阻测试仪检测经 Ti-N 复合渗后 QBe1.9 的导电性，并与未处理的 QBe1.9 基材作对比分析。

摩擦磨损实验在 MFT−R4000 型往复摩擦磨损试验机上进行，摩擦配副为直径 5 mm 的 GCr15 钢球，硬度为 62HRC。实验参数为：载荷 5 N，频率 2 Hz，摩擦长度 5 mm，摩擦时间 20 min，环境温度(25±2) ℃，相对湿度 R_H=(50±5)%。磨痕形貌采用附带能谱仪的 Nano SEM 430 扫描电镜进行观察，用 Nikon C2 plus 激光共聚焦显微镜测量磨痕的三维轮廓。

2 结果与讨论

2.1 Ti-N 复合渗层组织与成分

图 1 所示为 QBe1.9 铜合金经(800 ℃, 2 h)等离子渗 Ti 及(600 ℃, 10 h)离子氮化复合处理后合金层的截面组织及相应的成分分布。由图 1 可见，QBe1.9 基材经过 Ti-N 复合渗后，在表面形成厚约 27 μm 的合金层，其组织致密且与基体结合牢固。结合其组织特点及 GDS 成分分布可知，合金层从表及里分为 Ti-N-Cu-Be 合金层/Ti-Cu-Be 扩散过渡层，其中 Ti-N-Cu-Be 合金层较薄，厚度约为 3 μm。合金层形成的前提条件是渗入元素与基体元素具有一定的固溶度。对于所研究的铍铜合金，800 ℃时 Ti 在 Cu 中的固溶度为 4%[17]，经高温渗 Ti 后，与基体中 Cu 形成置换固溶体，当渗入的 Ti 含量超过其固溶度时，Ti 元素将以第二相的形式析出。图 2 所示为 Ti-N 复合渗后合金层的 XRD 谱。由图 2 可看出，合金层中除了包括 Cu_3Ti_2、Cu_4Ti、Cu_4Ti_3 等 Cu-Ti 化合物外，还有 TiN、Ti_2N 相。Ti 是一种强氮化物形成元素，即使在较低的反应温度下与 N 也有较高的反应活性[18]。因此，在随后的离子氮化过程中，合金层中的 Ti 易与 N 发生反应形成 Ti 的氮化物，说明经过 Ti-N 复合渗 QBe1.9 铜合金表面生成了 TiN(Ti_2N)/Ti 复合渗层。从图 1 所示的成分分布图还可以看出，Ti-N 复合处理得到的合金层表面 Be 的含量很高，其原因有待于今后进一步研究，但表面高的 Be 浓度有益于合金层导电性的改善。

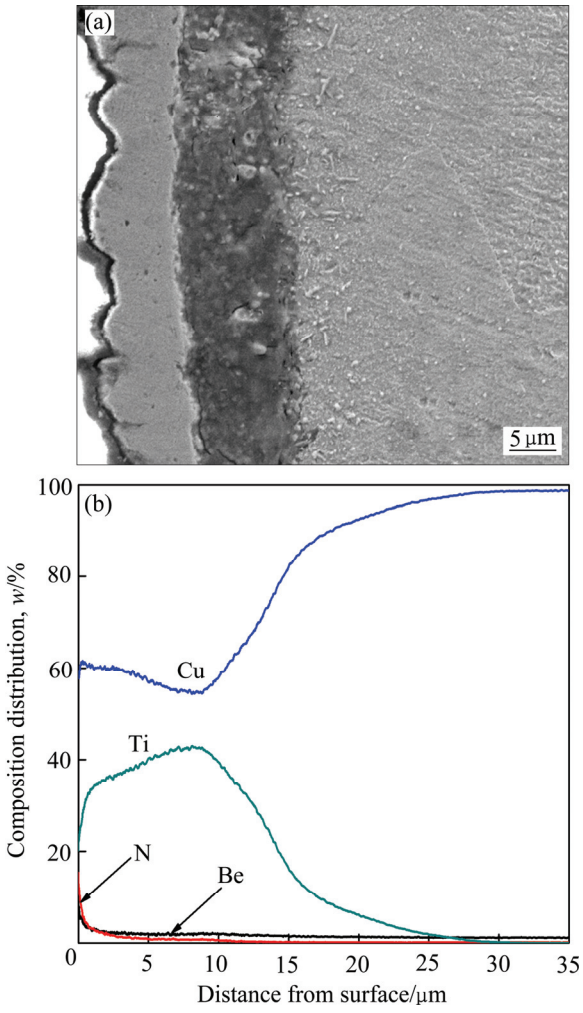

图 1 QBe1.9 经 Ti-N 复合渗后的截面组织及成分分布

Fig. 1 Cross-section morphology(a) and composition distribution(b) of QBe1.9 after Ti-N duplex treatment

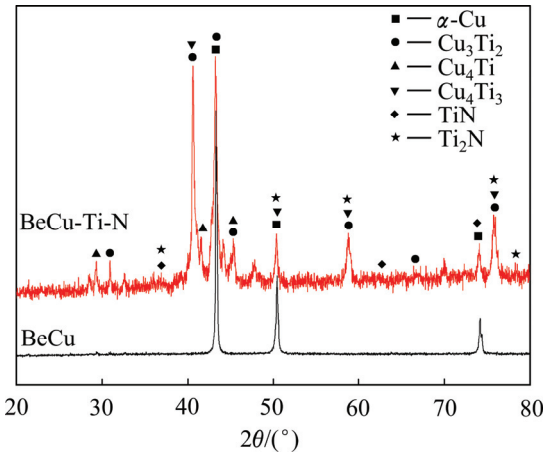

图 2　QBe1.9 基材及 Ti-N 复合渗后的 XRD 谱

Fig. 2　XRD patterns of untreated and Ti-N duplex-treated QBe1.9 alloy

2.2　导电性及表面硬度

QBe1.9 铜合金经 Ti-N 复合渗后电阻率有所增加。未处理的基材及 Ti-N 复合处理试样的电阻率分别为 0.070 和 0.096 μΩ·m (见表 1)。这是由于合金层中引入 Ti 和 TiN 的电阻率分别为 0.42 和 0.25 μΩ·m，均高于 Cu(0.017 μΩ·m)和 Be(0.040 μΩ·m)的电阻率值。但是合金层表面含有大量低电阻率的 Be 元素，并且含氮化物表层较薄，因此，Ti-N 复合渗对 QBe1.9 铜合金的导电性能影响较小。

硬度是影响摩擦学性能的一个主要因素。由表 1 可知，Ti-N 复合渗合金层的表面硬度约 964 HV，明显高于基材硬度(190 HV)。硬度的提高主要是由于合金层表面形成硬质的 TiN 和 Ti_2N。合金层中 Cu-Ti 金属间化合物的析出也是硬度提高的一个原因[19]。此外，基体 Cu 的晶格由于 Ti 的进入发生畸变，阻碍了位错运动，对合金层也起到固溶强化的作用[20]。除了组织变化导致的硬化效果，在表层与基体之间的 Ti 过渡层增加了金刚石压头压入时产生的形变抗力，也有助于表面硬度的提高。

表 1　QBe1.9 基材及其 Ti-N 复合渗后表面电阻率及硬度

Table 1　Electrical resistivity and hardness of untreated and Ti-N duplex-treated QBe1.9

Sample	Electrical resistivity, ρ/(μΩ·m)	Hardness, $HV_{0.01}$
Untreated QBe1.9	0.070	190
Ti-N duplex-treated QBe1.9	0.096	964

2.3　摩擦磨损

2.3.1　摩擦因数

图 3 所示为 QBe1.9 基材及 Ti-N 复合渗试样在 5 N 载荷下与 GCr15 对磨后的摩擦因数曲线。由图 3 可看出，QBe1.9 基材在初始摩擦阶段，摩擦表面是硬质粒子或微凸体相互接触，摩擦过程中表面粗糙微凸体发生剧烈破坏和塑性变形。由于初始的表面接触面积较小，摩擦因数也较低，仅 0.3 左右，随滑动的进行，表面接触面积增加，摩擦因数迅速上升至 0.6。经过短时间的磨合，接触表面逐渐被“磨平”，磨损速率开始减缓，摩擦因数趋于稳定，进入稳定磨损阶段[21]。此时，QBe1.9 基材摩擦因数稳定在 0.5 左右，之后围绕该值上下波动直到实验结束。QBe1.9 铜合金经 Ti-N 复合处理后的摩擦因数在整个滑动过程中波动幅度小并且稳定，其平均数值在 0.18 左右，远低于基体的摩擦因数，说明 Ti-N 复合处理起到了良好减摩作用。

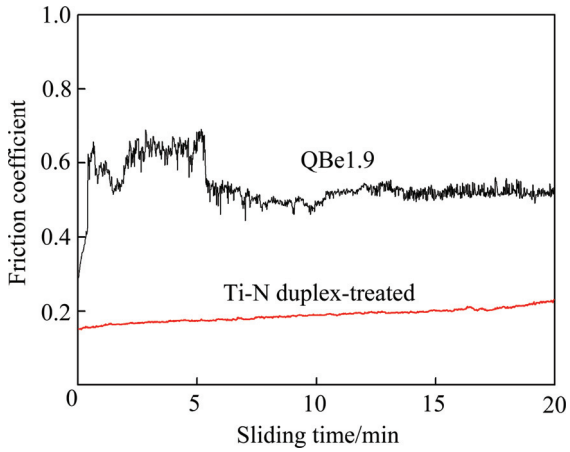

图 3　QBe1.9 基材及其 Ti-N 复合渗试样的摩擦因数

Fig. 3　Friction coefficients of untreated and Ti-N duplex-treated QBe1.9 samples

2.3.2　磨痕形貌

图 4 所示为 QBe1.9 基材在 5N 载荷下与 GCr15 摩擦配副对磨 20 min 后试样及其对应摩擦配副表面的磨痕形貌。由图 4(a)可见，未处理的 QBe1.9 基材磨痕范围较大，磨痕宽度约 950 μm，在磨痕表面上不仅有明显的局部剥离以及转移物粘着，还有大量的磨屑。图 4(c)为对应摩擦配副表面的磨痕形貌，其磨痕直径约为 770 μm。图 4(b)、(d)分别为 QBe1.9 基材及对应摩擦配副磨痕表面的局部放大图，其中标记点的成分如表 2 所列。从表 2 可以看出，QBe1.9 基材磨痕表面不仅有 Cu、Be 基体元素，同时还有 O、Fe 元素的存在，摩擦配副磨痕表面除本身元素外也含有 QBe1.9 基材中的 Cu、Be 元素，说明摩擦过程中摩擦材料之

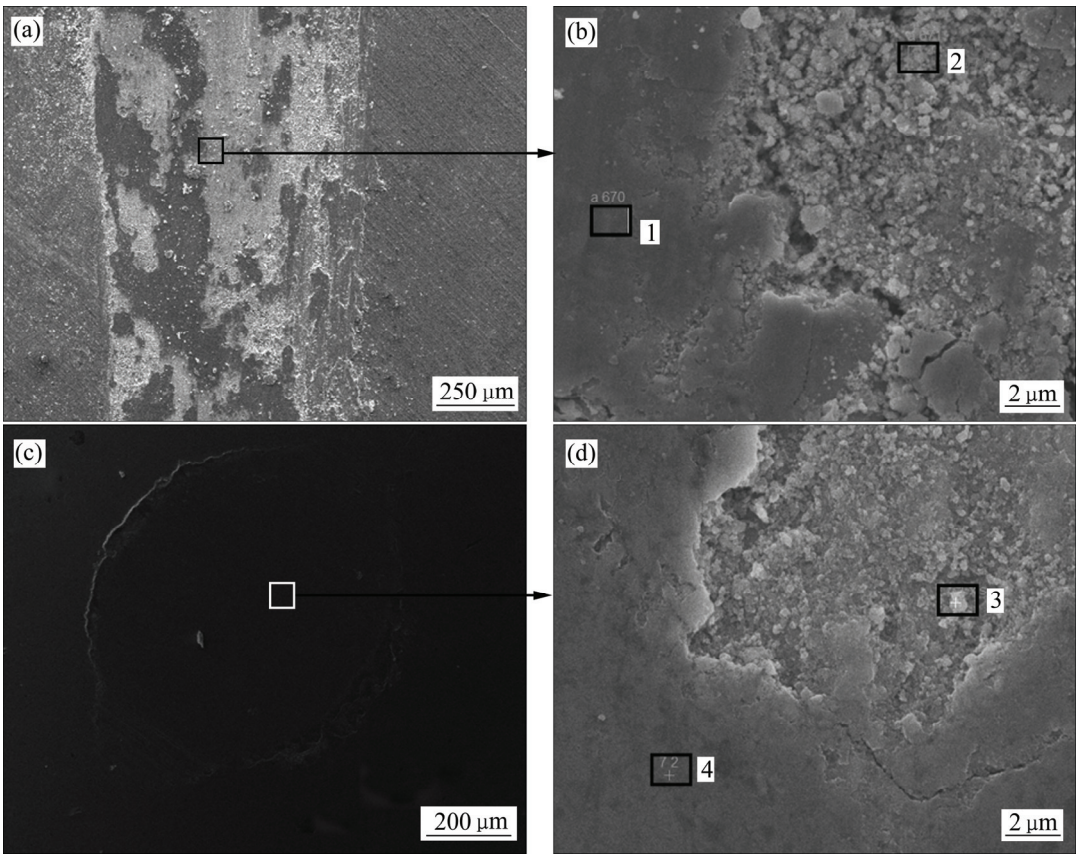

图 4 QBe1.9 基材与 GCr15 摩擦配副表面的磨痕形貌及局部放大图

Fig. 4 Wear surface and partial enlarged detail of QBe1.9((a), (b)) and GCr15 ball((c), (d))

表 2 图 4(b)和(d)中标记 1，2，3，4 处成分

Table 2 Composition of analyzed areas 1, 2, 3, 4 show in Figs. 4(b) and (d)

Analyzed area No.	Mass fraction/%			
	Fe	O	Cu	Be
1	11.16	20.10	67.50	1.24
2	13.34	26.51	59.26	0.89
3	24.74	71.37	1.38	2.51
4	32.00	64.64	1.49	1.87

间发生了物质转移，其中 QBe1.9 基材表面 Fe 元素含量较高，并且在对磨球表面观察到明显的凹陷，说明摩擦配副中的 Fe 元素被转移到 QBe1.9 基材表面的现象较为严重。GCr15 球的硬度为 62HRC，而 QBe1.9 基材硬度较低(190 $HV_{0.01}$)，干摩擦条件下承载能力明显不足[22]，造成摩擦过程中对磨球压入深度较大，产生较强烈的塑性变形并发生粘着、撕裂，致使表面温度瞬间升高，发生氧化，生成了氧化物，同时发生对磨球向基体表面的物质转移。伴随塑性变形会产生加工硬化，致使脆性增加，局部应力集中处发生开裂剥离成为磨屑，所以其磨损机制主要为粘着磨损[23]。

图 5 所示为 Ti-N 复合渗试样及对应 GCr15 摩擦配副表面的磨痕形貌。由图 5(a)可以看出，Ti-N 复合渗试样表面的磨痕宽度较窄，约为 530 μm。磨痕表面光滑，未出现犁沟、塑性流动等特征，未发生磨损的原表面依然可见，只发生了轻微磨损，其磨损机制主要是微切削磨损。图 5(b)所示为其磨痕形貌的局部放大图，从图中可以看到片状平整表面，这是由于摩擦过程中复合渗层表面微凸体被压平所致。图 5(c)所示为对应摩擦配副表面的磨痕形貌，其磨痕直径约为 460 μm，明显小于与 QBe1.9 基材对磨的 GCr15 摩擦配副表面磨痕尺寸，磨痕边缘处磨屑较少，图 5(d)所示为其磨痕局部放大图。图 5(b)和(d)中标记点的成分如表 3 所示。从表 3 中可以看出，Ti-N 复合渗 QBe1.9 和摩擦配副磨痕表面不仅均含有 O，而且有对磨材料元素，说明在摩擦过程中摩擦表面温度升高，发生了氧化，并且产生了磨屑，分布在 Ti-N 复合渗试样与摩擦配副表面。Ti-N 复合渗后表面发生变化，在改性层

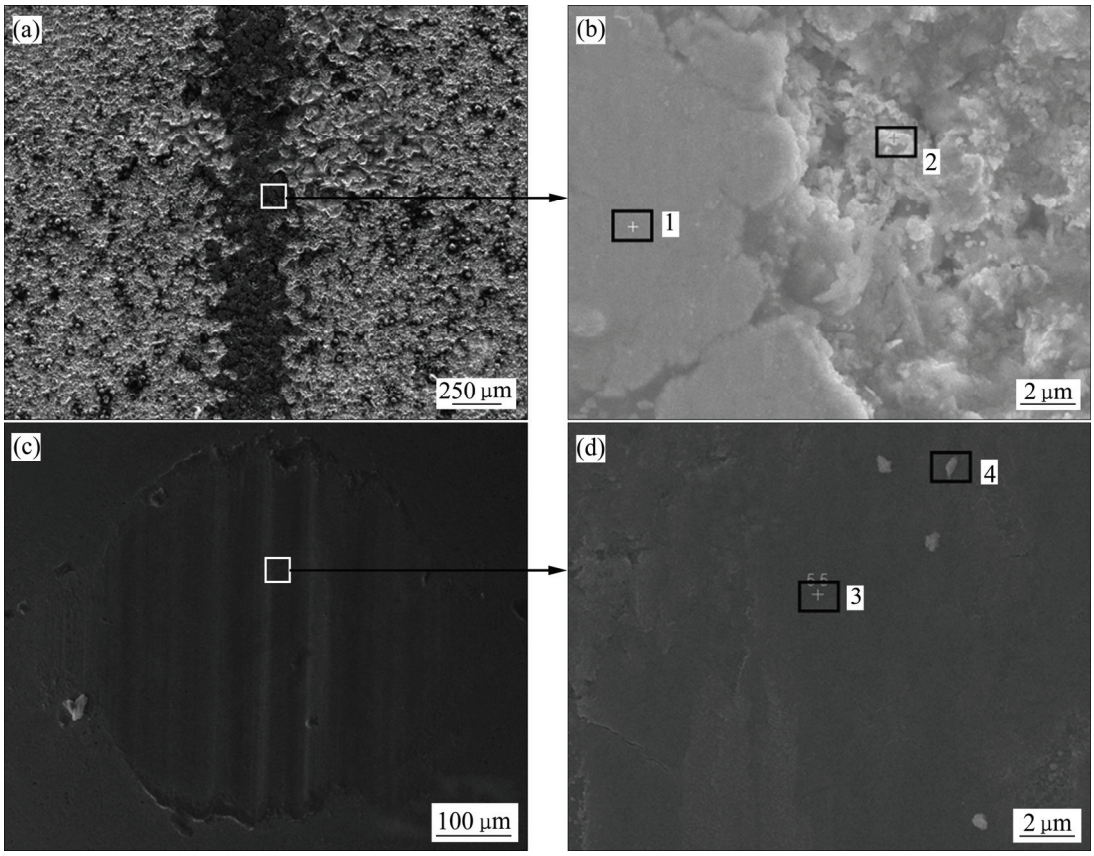

图 5　Ti-N 复合渗试样及 GCr15 摩擦配副表面的磨痕形貌及局部放大图

Fig. 5　Wear surface and partial enlarged morphologies of Ti-N duplex-treated QBe1.9((a), (b)) and GCr15 ball((c), (d))

表 3　图 5(b)和(d)中标记处成分

Table 3　Composition of area shown in Figs. 5(b) and (d)

Analyzed area No.	Mass fraction/%					
	Cu	Be	Ti	N	O	Fe
1	30.09	0.85	32.39	1.23	21.95	13.56
2	31.11	1.13	36.02	0.57	18.90	12.28
3	1.16	2.02	2.84	0.98	66.11	26.89
4	2.14	1.09	2.44	1.04	75.34	17.95

中形成了 TiN 和 Ti_2N 等硬质化合物相，这些化合物的存在不仅限制了磨损表面塑性变形的产生，还减小了其磨损量。Ti-N 复合渗后 QBe1.9 表面硬度提高，摩擦过程中产生的磨屑硬度与摩擦表面硬度相近，在滑动摩擦过程中起到了一定的润滑作用。另外，基材和 Ti-N 表层之间的 Ti 过渡层对硬质表面合金层提供充足的机械支撑。由此可以知道，通过 Ti-N 复合处理在 QBe1.9 铜合金表面制备的 Ti-N 改性层能有效地改善其摩擦磨损性能。

2.3.3　磨损体积及比磨损率

为了进一步研究耐磨性能，利用激光共聚焦显微镜观察 QBe1.9 基材及其 Ti-N 复合处理试样表面磨痕的三维形貌，分别如图 6(a)和(b)所示。Ti-N 复合处理后试样表面的磨痕(见图 6(b))明显比基材(见图 6(a))的窄且浅。根据图 6(c)和(d)所示的磨痕轮廓曲线，QBe1.9 基材的磨痕宽度约为 950 μm，磨痕深度约为 35 μm；Ti-N 复合渗试样的磨痕宽度约为 530 μm，磨痕深度约为 8.7 μm。由此计算 QBe1.9 基材及 Ti-N 复合渗试样比磨损率[24]分别为 92.46×10^{-5} 和 1.28×10^{-5} $mm^3/(N\cdot m)$，即 Ti-N 复合渗后的比磨损率为基材的 1.38%，说明 QBe1.9 铜合金 Ti-N 复合处理后，抗磨损性能得到了明显改善。这是由于 QBe1.9 铜合金的硬度在 Ti-N 复合处理后明显提高，磨损量降低，耐磨性能得到了明显提高。同时，硬度提高还可以减少合金表面与摩擦配副之间的实际接触面积，避免较严重的塑性变形。除此之外，较硬的表面增加了膜基接触面的屈服强度，有效减少了切线应力和界面应力。

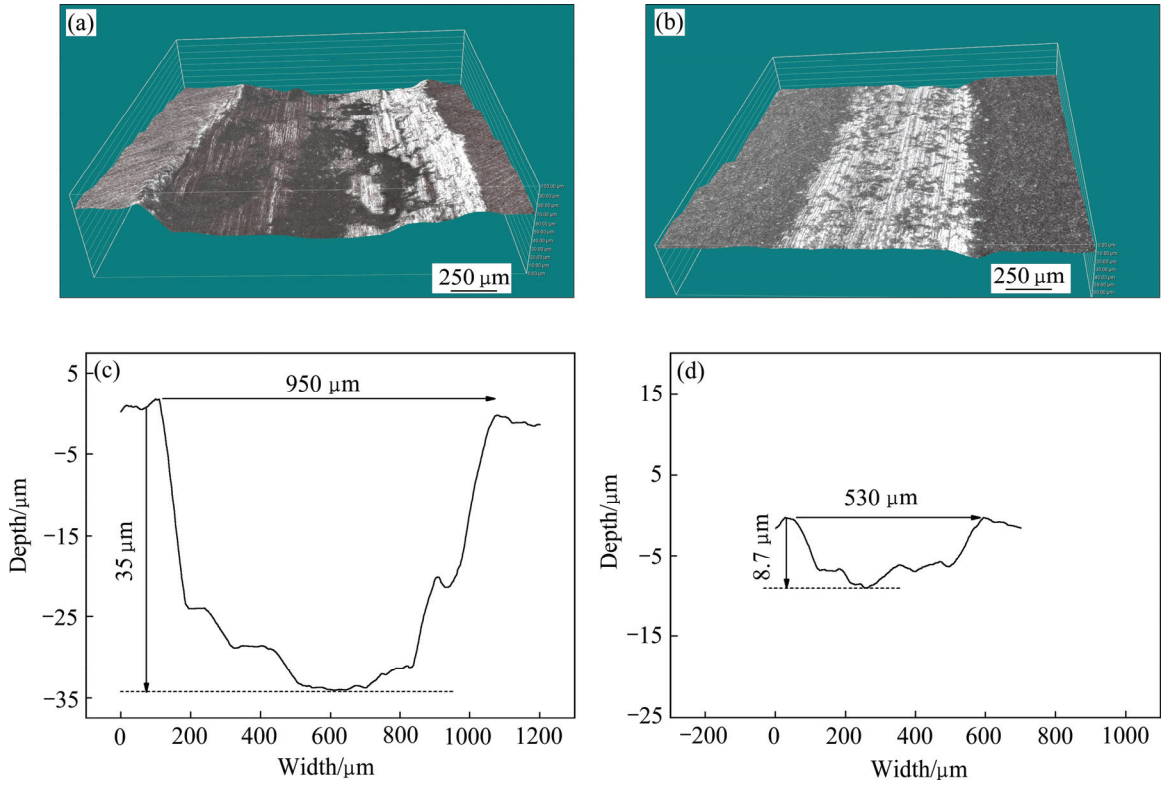

图 6 QBe1.9 基材和 Ti-N 复合渗 QBe1.9 表面三维磨痕形貌和磨痕轮廓曲线

Fig. 6 Three-dimensional topographies of wear scar and wear profile of untreated((a), (c)) and Ti-N duplex-treated((b), (d)) QBe1.9

3 结论

1) 通过等离子渗 Ti 和离子氮化复合处理，在 QBe1.9 铜合金表面制备厚约 27 μm 的复合改性层: 富 Ti-N 表层/Ti-Cu-Be 过渡层。Ti-N 表层主要包含 TiN 和 Ti_2N，Ti-Cu-Be 过渡层主要包括 Cu_2Ti、Ti_2Cu_3 和 Cu_3Ti 等 Cu-Ti 金属间化合物。

2) Ti-N 复合渗试样的表面电阻率为 0.096 μΩ·m，略高于 QBe1.9 基材的。由于 Ti-N 复合渗层较薄且表面 Be 元素含量较高，渗层中高电阻率的 Ti 和 TiN 对试样整体导电性影响较小。

3) Ti-N 改性层表面硬度达 964 HV，明显高于基材硬度。表面硬质氮化钛、Cu-Ti 化合物以及 Ti 的固溶强化是复合渗后铍铜表面硬化的主要原因。

4) Ti-N 复合渗后摩擦因数仅为 0.18(基材摩擦因数约 0.5)，同时，比磨损率是基材的 1.38%，磨损机制为微切削磨损。Ti-N 复合渗所引起的减摩和耐磨效果主要与渗层硬度增加有关，此外，Ti-N 表层与基体之间所形成的 Ti 过渡层的机械支撑作用也起到一定作用。

REFERENCES

[1] HU Jing, DONG Chao-fang, LI Xiao-gang, XIAO Kui. Effects of applied magnetic field on corrosion of beryllium copper in NaCl solution[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2010, 26(4): 355−361.

[2] ESMATI K, OMIDVAR H, JELOKHANI J, NADERI M. Study on the microstructure and mechanical properties of diffusion brazing joint of C17200 Copper Beryllium alloy[J]. Materials and Design, 2014, 53: 766−773.

[3] ATABAKI M M. Characterization of transient liquid-phase bonded joints in a copper-beryllium alloy with silver-base interlayer[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2012, 21(6): 1040−1045.

[4] YANG L, ZHANG F Y, YAN M F, ZHANG M L. 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: 225−230.

[5] BEHJATI P, VAHID DASTJERDI H, MAHDAVI R. Influence of ageing process on sound velocity in C17200 copper-beryllium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2010, 505: 739−742.

[6] ESMATI K, OMIDVAR H, JELOKHANI J, NADERI M. Study

on the microstructure and mechanical properties of diffusion brazing joint of C17200 copper beryllium alloy[J]. Materials and Design, 2014, 53: 766−773.

[7] YAN M F, ZHU Y D, ZHANG C S, ZHANG Y X, WANG Y X, YANG L. Microstructure and mechanical properties of copper-titanium-nitrogen multiphase layers produced by a duplex treatment on C17200 copper-beryllium alloy[J]. Materials and Design, 2015, 84: 10−17.

[8] 蓝玉荣. 铍铜弹性针热处理工艺研究[J]. 机电元件, 2004, 12(4): 35−37.
LAN Yu-rong. Heat treatment technology of Beryllium copper elastic[J]. Electromechanical Components, 2004, 12(4): 35−37.

[9] Tronic Company Switch probes[EB/OL]. [2016−04−10]. http://www.tronic- elec.com.

[10] NEUPANE M P, PARK I S, LEE M H. Surface characterization and corrosion behavior of micro-arc oxidized Ti surface modified with hydrothermal treatment and chitosan coating[J]. Thin Solid Films, 2014, 550: 268−271.

[11] AN Quan-zhang, FENG Kai, LÜ He-ping, CAI Xun, SUN Tie-tun, CHU P K. Effects of Al and N plasma immersion ion implantation on surface microhardness, oxidation resistance and antibacterial characteristics of Cu[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(6): 1944−1949.

[12] 刘建弟, 张述泉, 王华明. 激光熔覆 WC 颗粒增强复合涂层的组织及耐磨性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(9): 2600−2607.
LIU Jian-di, ZHANG Shu-quan, WANG Hua-ming. Microstructure and wear resistance of laser cladding WC particles reinforced composite coatings[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(9): 2600−2607.

[13] 宁来元. 双层辉光等离子渗金属法硬质合金金刚石涂层刀具过渡层制备技术研究[D]. 太原: 太原理工大学, 2014: 11−12.
NING Lai-yuan. Sunthesis of metal interlayer of diamond-coated cemented carbide cutting tools by double glow plasma surface alloying technique[D]. Taiyuan: Taiyuan University of Technology, 2014: 11−12.

[14] ZHOU Lan-ying, ZHOU Huan-lei, JIA Qing-lian. Heat resistance of TiN coated HSS tools[J]. Journal of Beijing Institute of Technology, 2003, 12(2): 176−179.

[15] MA Jing, YAN Dong-qing, HU Jian-wen, ZHANG Xin, LI Yang. Reactive HVOF sprayed TiN-matrix composite coating and its corrosion and wear resistance properties[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(4): 1011−1018.

[16] HONG Xiang, TAN Ye-fa, WANG Xiao-long, TAN Hua, XU Ting. Effects of nitrogen flux on microstructure and tribological properties of in-situ TiN coatings deposited on TC11 titanium alloy by electrospark deposition[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(10): 3329−3338.

[17] NAGASAKI S, HIRABAYASHI M. Binary alloy phase-diagrams[M]. Beijing: Metallurgical industry press, 2004: 144.

[18] ROZWADOWSKA J, KIDA K, SANTOS E C, HONDA T, KOIKE H, KASHIMA Y, KANEMASU K. Wear resistance improvement of titanium bearings by laser gas nitriding[J]. Advanced Materials Research, 2011, 217/218: 988−993.

[19] 赵冬梅, 董企铭, 刘　平, 金志浩, 康布熙. 高强高导铜合金合金化机理[J].中国有色金属学报, 2001, 11(2): 21−24.
ZHAO Dong-mei, DONG Qi-ming, LIU Ping, JIN Zhi-hao, KANG Bu-xi. Mechanism of alloying of copper alloy with high strength and high electrical conductivity[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2001, 11(2): 21−24.

[20] 张　翥, 王群骄, 莫　畏. 钛的金属学与热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009: 4−7.
ZHANG Zhu, WANG Qun-jiao, MO Wei. Titanium metallography and heat treatment[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 4−7.

[21] 王利捷, 杨军胜. 钛合金表面 MoS_2/TiN 复合涂层的摩擦性能研究[J]. 表面技术, 2010, 39(2): 11−13.
WANG Li-jie, YANG Jun-sheng. The study on tribological properties of MoS_2/TiN composite coating on the surface of titanium alloy[J]. Surface Technology, 2010, 39(2): 11−13.

[22] 薛玉君, 朱　荻, 靳广虎. 电沉积 Ni-La_2O_3 纳米复合镀层的摩擦磨损性能[J]. 摩擦学学报, 2005, 25(1): 1−6.
XUE Yu-jun, ZHU Di, JIN Guang-hu. Friction and wear properties of electrodeposited Ni-La_2O_3 nanocomposite coatings[J]. Tribology, 2005, 25(1): 1−6.

[23] LI C X, BELL T. Sliding wear properties of active screen plasma nitrided 316 austenitic stainless steel[J]. Wear, 2004, 256: 1144−1152.

[24] BROSZEIT E, MATTHES B, HRRR W, KLOOS K H. Tribological properties of r.f. sputtered Ti-B-N coatings under various pin-on-disc wear test conditions[J]. Surface and Coatings Technology, 1993, 58(1): 29−35.

Tribological property of Ti-N composite layer formed on QBe1.9 by plasma surface Ti-alloying and nitriding

LIU Lin, SHEN Hang-hang, LIU Xiao-zhen, GUO Qi, MENG Tian-xu, WANG Zhen-xia, LIU Xiao-ping

(Research Institute of Surface Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The plasma titanizing and plasma nitriding were applied in QBe1.9 alloy to improve its wear resistance. The microstructure, concentration and phase structure were studied by SEM, SED, GDOES and XRD. The hardness, electrical conductivity and tribological property by reciprocating ball-on-disk test after Ti-N duplex treatment were investigated as well. The results show that, after plasma titanizing and nitriding treatments, a modified layer with thickness of 27 μm forms on QBe1.9 surface, which contains surface TiN(Ti_2N)-rich layer and Ti-Be-Cu diffusing layer beneath. The surface hardness after Ti-N duplex treatment reaches 964 HV, higher than that of untreated QBe1.9. The average friction coefficient and wear rate of Ti-N duplex-treated QBe1.9 alloy are only 30% and 1.38% of those of the untreated QBe1.9 alloy, showing good combination of antifriction and wear resistance. The improved properties of QBe1.9 alloy effectively after Ti-N complex treatment is attributed to the hard TiN(Ti_2N) forming on the surface.

Key words: QBe1.9 alloy; double glow plasma alloying; plasma nitriding; conductivity; friction; wear

---

Foundation item: Projects(51474154, 51401141) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(2012011021-4，2014011015-7) supported by the Natural Science Foundation of Shanxi Province, China

Received date: 2016-05-23; **Accepted date:** 2016-12-09

Corresponding author: LIU Xiao-ping; Tel: +86-351-6010540; E-mail: liuxiaoping@tyut.edu.cn

(编辑　李艳红)