钛合金固相渗硼 - 稀土渗硼机理研究

许贞元，原慷*，张思源，彭浩然，张鑫，周恒，衣晓红

（1. 矿冶科技集团有限公司，北京 100160；
2. 北京市工业部件表面强化与修复工程技术研究中心，北京 102206；
3. 北矿新材科技有限公司，北京 102206）

摘要：表面强化处理可以大幅提升钛合金的耐磨性，也有利于钛合金在高温环境中应用。钛合金高温固相渗硼是重要的表面强化方式，添加稀土提高渗硼效率是重要技术手段。为深入研究稀土的渗硼催化机制，本文开展了900~1050℃渗硼试验，重点分析了渗硼剂在试验后的相组成变化。结果表明，稀土可通过与硼源、氧发生化学反应，生成熔点较低的稀土硼酸盐。本文对该硼酸盐发挥的作用进行了解释，论述了稀土在渗硼反应过程中的作用。经过渗硼的钛合金表面形成了 TiB/TiB_2 双相渗层，显微组织分析表明该渗层与基材结合紧密、无孔洞缺陷。本文还对渗硼钛合金的拉伸性能、表面摩擦系数、维氏硬度、高温洛氏硬度、结合力等基础力学性能进行了测试，结果表明，渗硼钛合金具有优良的综合力学性能。

关键词：钛合金；固相渗硼；稀土催化；力学性能

中图分类号：TG174.4 文献标识码：A **文章编号：**1674-7127(2020)12-0005-8
DOI 10.3969/j.issn.1674-7127.2020.04.005

The Mechanism Study of Titanium Alloy Packing Boronizing-Rare-Earth Boronizing

Zhenyuan Xu, Kang Yuan*, Siyuan Zhang, Haoran Peng,
Xin Zhang, Heng Zhou, Xiaohong Yi

(1. BGRIMM Technology Group, Beijing 100160;
2. Beijing Engineering Technology Research Center of Surface Strengthening and Repairing of Industry Parts, Beijing 102206;
3. BGRIMM Advanced Materials Science and Technology Co. Ltd, Beijing 102206)

Abstract: Surface strengthening can highly improve the wear resistance of titanium alloys, which is also good for their applications at higher temperature. High-temperature pack boronizing is one of the most important strengthening methods for titanium alloys. Adding rare earth (RE) is a key way to increase the boronizing efficiency. To deeply undertand the RE boronizing mechanism, boronizing tests at 900~1050 ºC were carried out and the chemical composition changes of the boronizing agents during the boronizing was particularly investigated. The results showed that the RE oxides reacted with boron and oxygen, forming low-melting point borates. After the boronizing, dense TiB/TiB_2 dual phase layer was formed showing a strong bonding with the titanium alloy. Basic mechanical properties of the boronized titanium alloys, such as tensile property, surface wear coefficient, Vickers hardness, high-temperature Rockwell hardness, and bonding force were tested. The results

第一作者：许贞元 (1988-)，女，学士，工程师。
通讯作者：原慷 (1987-)，男，博士，高级工程师，E-mail: bityuankang@126.com。
基金项目：矿冶科技集团有限公司科研基金项目 (YJT2018013)。

showed that the boronized titanium had excellent mechanical properties.

Key words: Titanium alloy; Pack boronizing; Rare-earth catalyzing; Mechanical properties

0 引 言

钛合金具有优异的比强度和耐腐蚀性，已被广泛应用于航空航天、汽车船舶、建筑化工、生物医疗等领域[1-7]。然而在高温下，钛合金软化现象加剧，严重影响其使用寿命，因此需要进行表面强化和防护处理[8-12]。钛合金固相渗硼是通过粉末包埋方式，在高温厌氧环境下使得钛合金表面与渗硼剂中硼元素发生反应并形成一定深度的渗硼层，是一种经济且绿色的表面强化处理技术[13-19]。由于这种渗硼层是原位反应生成，与钛合金基体是天然冶金结合，因此结合力强，而且形成的硼化钛属于陶瓷相，具有很高的硬度和耐磨性，有利于提升钛合金整体力学性能[13-19]。另外，生成的渗层在一定高温范围内可为基体提供高温抗氧化性[20, 21]。

为更高效获得高品质渗层并避免高温 β 相变，研究人员往往向渗硼剂中添加稀土氧化物[22-28]。刘云辉的研究表明，添加稀土明显起到了催渗效果，但不同稀土氧化物对钛合金催渗效果存在差异，比如氧化镧渗硼效果要优于氧化铈[23]。马立世的研究则认为氧化铈作为催渗剂更有效果[25]。其实，渗硼效果除了与稀土种类有关，还和渗硼试验中工艺参数相关。例如，衣晓红等人的研究表明，渗硼剂粒径也会对渗硼效果产生显著影响[29]。大量的试验已经证明添加稀土氧化物确实会提高催渗效果，渗硼剂中添加稀土氧化物可以细化渗硼表面组织，降低摩擦系数[23, 30]。

虽然以往一些文献提到了稀土可能发挥的催化作用，例如引起基体晶格畸变制造更多的扩散通道、稀土原子独特电子结构引起的化学催化和吸附硼原子效应等[23, 30]，但是多数只是推测，并无直接证据，因此稀土元素在渗硼反应中的作用机理尚不清晰。为此，本文通过跟踪稀土在渗硼反应后的渗硼剂物相状态，提供了稀土与硼之间化学反应过程的证据，有助于理解稀土在高温固相渗硼反应中的作用，为固相渗硼低温化提供理论指导。

1 试验

本研究使用 TC4 钛合金作为基材（名义成分：Ti-6Al-4V），使用自制混合渗硼剂进行渗硼，渗硼剂粉末至少含有稀土氧化物（主要采用氧化铈）和碳化硼。渗硼前，钛合金基材经过除油 - 清洗 - 砂纸打磨 - 酒精清洗等工序，其中砂纸打磨至至少 1000#。使用氧化铝坩埚，将钛合金通过包埋方式放入坩埚中。包埋粉末表面进行特定密封处理以防止氧化。将装有钛合金和渗硼剂的坩埚放入马弗炉中进行加热，加热温度 900~1050℃，保温 10~20 小时，冷却方式为空冷。

渗硼试验后，取靠近钛合金样品的渗硼剂粉末进行相结构测试，以分析渗硼剂的高温化学反应过程。渗硼钛合金取出后将表面粘连的粉末清理后进行表面相结构与显微组织分析，部分样品进行镶样磨抛及金相腐蚀后进行横截面显微组织观察。使用布鲁克 X 射线衍射仪 (XRD) 进行样品表面相结构测试，使用日立 SU5000 型扫描电镜 (SEM) 进行样品显微组织形貌观察，采用能谱 (EDS) 进行显微化学成分分析。对样品横截面观察时，样品表面连续渗硼层的厚度被定义为“渗硼层厚度”，基体被渗硼影响的组织区总深度被定义为“渗硼区深度”，渗层深度测量参考 JB/T 7709-2007 标准。

本研究对渗硼钛合金试样进行了维氏硬度、洛氏硬度、拉伸、摩擦磨损等力学性能测试。维氏硬度参考 GB/T 4340.1-2009 标准，使用 402MVA 型维氏硬度计进行测试，压头材质金刚石，压力为 100N，测试获得 HV0.1 硬度值。洛氏硬度参考 GB/T 230.1-2018 标准，使用 Archimedes HRN/T150 型高温硬度计进行测试，压头为立方氮化硼材质，获得室温及高温下 HR15Y 硬度值。室温拉伸使用三思纵横 UTM5505 型电子万能试验机进行测试，试样为圆棒状，试样规格和拉伸测试条件参考 GB/T 228.2 标准，获得拉伸位移 -

应力曲线，获取抗拉强度和延伸率等力学数值。摩擦系数测试参考 YB/T 4286-2012 标准，采用布鲁克 UMT Tribolab 摩擦磨损试验机进行测试，纵向压力 100~600N，对磨件为 6~8 毫米钢球，水平摩擦距离 1mm，使用频率 1~5Hz，连续摩擦 15~20s，获取动摩擦系数曲线。另外参考 GB/T 5270-2005 标准，采用摩擦法测试渗层与基体结合力，将渗硼试样固定在电子天平上，使用对磨 6 毫米钢球向试样表面施加至少 2000N 的纵向力，并同时利用水平方向摩擦力推试样但不发生错动，施加载荷至少 15s，在钢球底部涂抹印记以记录渗层表面摩擦位置，通过 SEM 观察印记位置处渗层形貌评估渗层是否起皮。

2 结果及分析

2.1 钛合金渗硼组织研究

图 1 展示了典型的渗硼钛合金横截面显微组织形貌。钛合金表面形成了 TiB_x 双相渗硼结构，外层是致密的渗硼层（主相是 TiB_2），在该层下面生成了针状析出物（主相是 TiB）[31]。该致密渗硼层的厚度为 2~3 微米，这与文献报道的基本一致 [29]。从显微形貌可以看出，TiB_2 相渗层与钛合金基材结合紧实，渗层内与界面处无孔洞缺陷，渗硼区内也没有孔洞。对钛合金样 (10mm×10mm×10mm) 各面渗硼情况进行观察（图 2(a)）发现，渗层在样品各面形成了全覆盖。其中样品正表面渗层厚度约 53 微米，侧面渗层厚度 36 微米，渗层深度结果与文献同等渗硼工艺下结果一致 [23, 29]。渗硼表面 XRD 结果（图 2(b)）显示，除了钛合金基体相，生成了 TiB 和 TiB_2 两相，即 TiB_x 双相。经过对物相定量分析，钛合金相、TiB_2 和 TiB 三相的质量占比分别为 25%、10% 和 65%（考虑密度因素，TiB_2 和 TiB 的密度均约为 4.5g/cm^3，因此两者体积比例约为 1:6.5），但通过图 1 中图像法分析发现，致密渗层体积和可视的针状析出物总体积之比远大于 1:6.5，这说明在 50 微米厚的渗硼区内还有更细小的 TiB 相存在，或表面致密渗层除了 TiB_2 相还可能含有一定量的 TiB 相。图 2(c) 展现了同等温度下钛合金大气氧化（即没有被渗硼剂包埋处理）的样品横截面显微组织。显然，未经密封处理的钛合金表面形成了明显的厚氧化层（厚度达到约 200 微米）。经 XRD 检测表明，该氧化层主要是氧化钛，也包含氧化铝（图 2(d)）。以上结果也证明，采用特定渗硼剂包埋的钛合金能够很好的在大气环境中起到原位隔氧作用，并形成 TiBx 双相渗硼层。

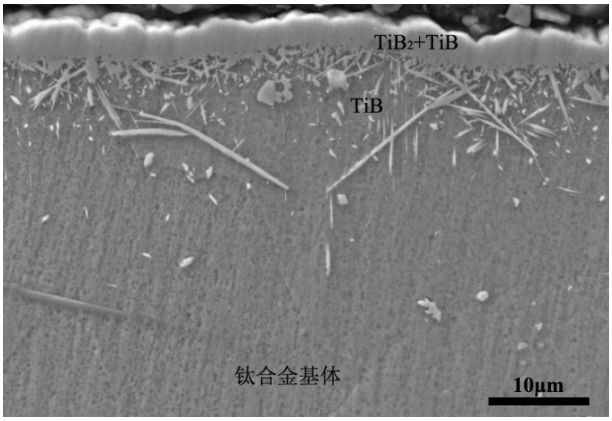
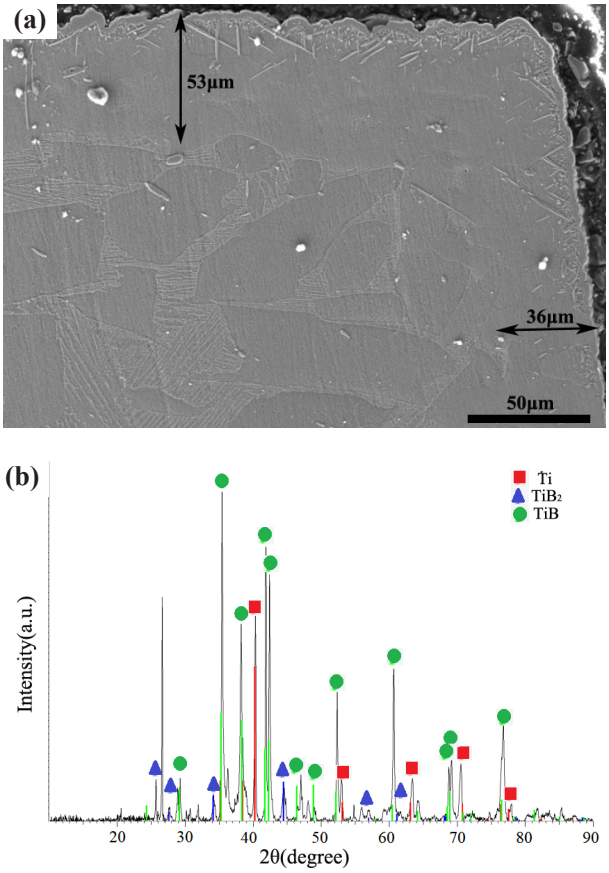


图 1 1050℃渗层横截面形貌。

Fig. 1 The microstructure on the cross section of titanium boronized at 1050 ºC



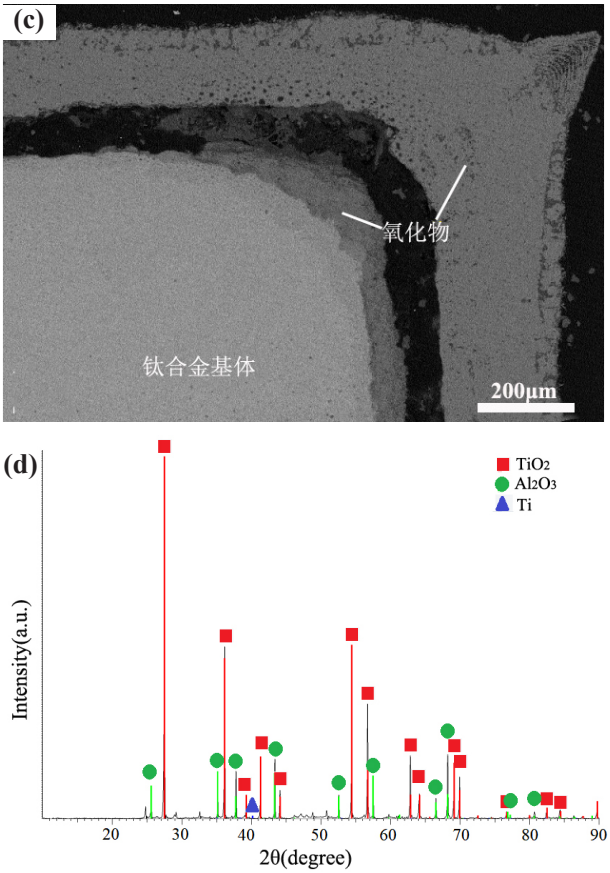


图 2 1050°C渗硼与氧化对比：(a) 渗硼横截面；(b) 渗硼表面 XRD；(c) 氧化横截面；(d) 氧化表面 XRD

Fig. 2 Comparison of boronizing and oxidation at 1050 ºC: (a) cross section of boronizing; (b) XRD at the boronizing surface; (c) cross section of oxidation; (d) XRD at the oxidation surface

热处理温度会对渗硼效果产生重要影响。由图 3 双相渗硼表面 XRD 结果可以看出（将 40° 左右的钛合金基体相峰值设定为一致），随着温度降低，TiB_2 和 TiB 双相的峰强度呈递减趋势，说明提高温度有利于提升渗硼速率，在远低于钛合金 β 相变点的 900°C也依然形成了双相渗硼。图 4 展示了 900°C渗硼后由钛合金样品附近取出的渗硼剂粉末的局部 XRD 检测结果。试验后的渗硼剂除了碳化硼，还生成了硼酸铈。与原始渗硼剂组成对比发现，氧化铈全部转变为硼酸铈。硼酸铈的形成说明氧化铈和硼及氧发生了耦合反应，硼来自碳化硼的分解。硼酸铈的形成至少可以起到两个作用：(1) 硼酸盐的熔点相对较低，高温下容易以液相或软化形式存在，因此可为基体渗硼提供一种准液相渗硼环境，增加了渗硼剂与钛合金基材的有效接触面积，因此可以提高基材表面硼的浓度，进而提高渗硼效率（低温渗硼剂的研究多数是以引入更低熔点的含硼物质作为基础 [30, 32]）；(2) 硼酸铈的形成还可以消耗掉气体中部分氧，降低了钛合金氧化的风险，这意味着控制反应过程中的氧分压很重要 [29]。

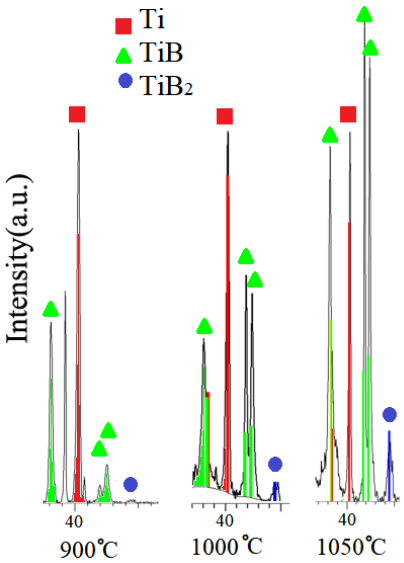


图 3 不同渗硼温度下 TiBx 双相渗硼 XRD 结果

Fig. 3 XRD of the TiBx dual phases at different boronizing temperatures

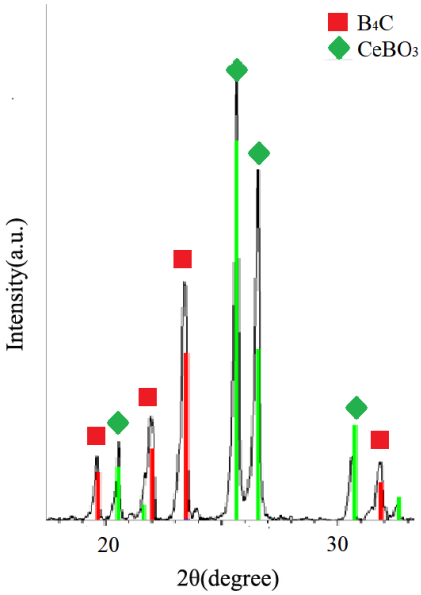


图 4 900°C渗硼剂 XRD

Fig. 4 XRD of the boronized powders at 900ºC.

表 1 统计了采用添加不同稀土氧化物的渗硼剂试验后的粉末物相。结果显示，几种稀土氧化物对渗硼剂反应的作用基本一致，即均是与硼和氧结合形成硼酸盐，部分粉末中还检测出单质碳。碳化硼熔点很高 (~2400℃) 且碳 - 硼化学键很强，不可能在 1000℃温度下直接分解，但是如果部分硼被氧化形成低熔点氧化硼，液相的存在可以增加粉末之间的接触面积；当然渗硼过程不能接触过多氧，否则渗硼剂会被完全氧化，金属基材也会被氧化；被密封的渗硼剂粉末间隙残余氧或许正好可以提供硼的微氧化。根据以上结果与分析推测，稀土对渗硼反应的催化作用可能是通过以下过程产生：硼源（碳化硼）分解及氧化，形成液态氧化硼（熔点 450℃），液态氧化硼与稀土氧化物充分接触并反应形成低熔点稀土硼酸盐，稀土硼酸盐起到固定残余氧的作用，同时为基材提供准液相渗硼环境，既增加了有效渗硼面积，也为基材表面提供了稀土离子和硼离子，进而促进了硼向钛合金基材的扩散和硼化钛的生成。一些研究认为稀土可以进入金属基材增加表面缺陷，为渗硼提供快速扩散通道；稀土离子不可能直接从稀土氧化物中分离，因为稀土氧化物化学键很强，但是稀土离子很容易从化学键更弱的硼酸盐中游离。相比之下，游离态的硼离子很容易和钛发生还原氧化反应，形成化学键很强的硼化钛。由图 5 结果可以看出，使用不同稀土氧化物对钛合金表面生成的渗硼产物含量并无本质区别。由于渗硼剂被隔氧密封，碳化硼被分解后粉末中形成了碳（XRD 物相结果显示含有单质碳，可能以石墨形态存在），这种单质碳的存在还会引起渗碳反应，研究已表明硼碳共渗会使钛合金表面生成碳化钛、二硼化钛和一硼化钛多层结构，这种多层结构也可以显著提高钛合金表面力学综合性能 [33]，多元共渗的研究需要未来进一步深入开展。

表 1 渗硼试验后粉末物相结果统计
Table 1 Phases in the boronized powders

渗硼剂中稀土添加物	900℃渗硼试验后粉末相结构（至少含有）
CeO_2	$CeBO_3$、B_4C、SiC、(C)
Y_2O_3	YBO_3、B_4C、SiC、C
Gd_2O_3	$GdBO_3$、B_4C、SiC、C
La_2O_3	$LaBO_3$、$La(BO_2)_3$、B_4C、SiC、C

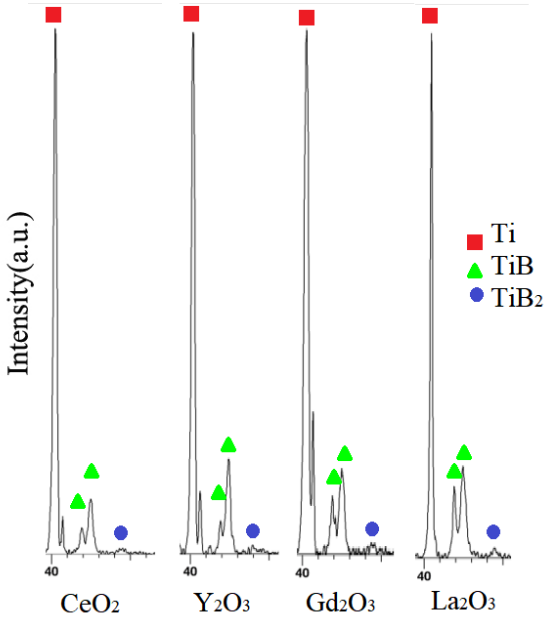


图 5 900℃不同稀土氧化物对渗硼 XRD 的影响
Fig. 5 Influence of different RE oxides on the boronizing XRD at 900 ºC

2.2 钛合金渗硼力学性能研究

渗硼对钛合金拉伸性能的影响如图 6 所示，经过渗硼的试样与钛合金基材本身的抗拉强度相当（变化约 +0.4%），约 940MPa，但渗硼样的延伸率 (~4%) 要明显低于基材本身 (~9%)，这和表面变硬变脆及基体内部组织受高温影响变化等因素有关。本研究并未采用引伸计进行弹性阶段的测量，但是从曲线上看，渗硼对钛合金的杨氏模量的影响也不大（变化约 +8%）。通过室温维氏硬度测试，渗层室温维氏硬度约 1800HV0.1。渗硼钛合金的拉伸性能和维氏硬度与文献报道一致 [14-16, 34]。采用高温洛氏硬度计测定渗硼样品的高温硬度，结果显示，渗硼试样洛氏硬度从室温到 900℃并无明显变化，约为 95~98 HR15Y，测试温度达到 1200℃时硬度发生明显下降，这和钛合金基体软化有关。

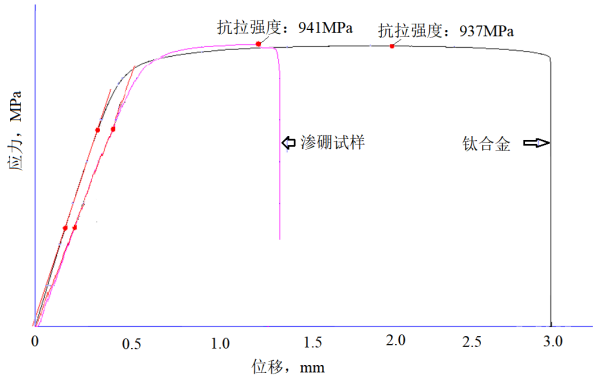


图 6 渗硼试样和钛合金拉伸应力 - 位移曲线（拉伸速率 4mm/min）

Fig. 6 Stress-displacement curve of boronized and naked titanium alloy samples (displacement rate 4mm/min)

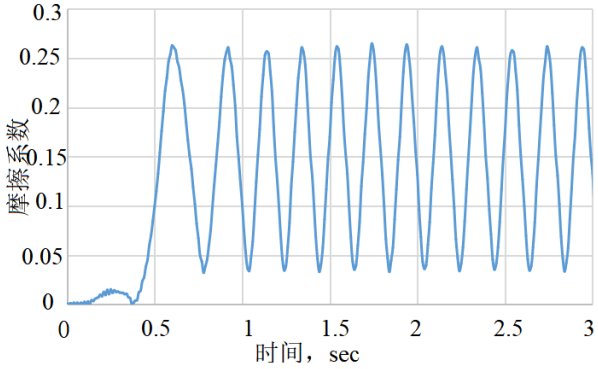
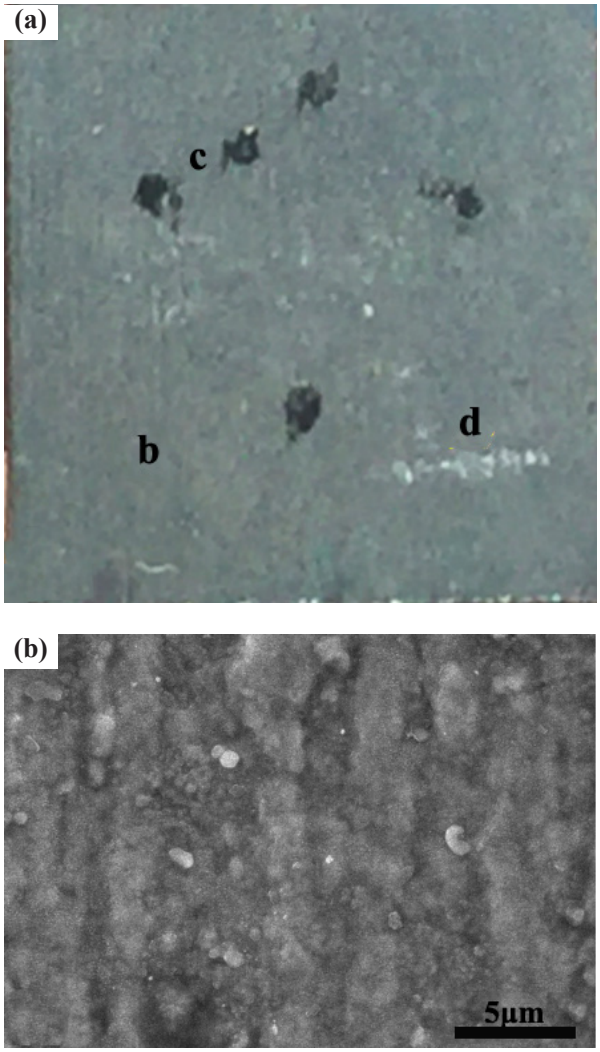


图 7 动态摩擦系数测定（压力 205N，对磨件直径 8mm 不锈钢钢球）

Fig. 7 Measurement of dynamic friction coefficient (pressure 205N, using diamter of 8mm stainless steel ball as the grinding pair)

采用动态摩擦磨损试验机进行摩擦系数测定，对磨副使用直径为 8mm 不锈钢球。经测定，当使用压力为 205N 时，渗层表面的动态摩擦系数在 0.05~0.25 之间波动，平均摩擦系数约为 0.15（图 7），与文献报道结果相当 [23]。使用 100~600N 时，测定的渗层平均摩擦系数也约是 0.15。经扫描电镜对所磨区域观察，这些区域并没有发生渗层起皮或剥落。为测试更大摩擦力下渗层的结合力，如图 8(a) 所示（5 个黑色印记为 5 次测试，图 (a) 中所标注的 b、c、d 分别为图 8(b)、8(c)、8(d) SEM 取样位置），对样品表面施加大于 2000N 压力，同时推动样品但不发生错动，这样可以在渗层表面施加至少 15s 300N（按摩擦系数 0.15 计算）的摩擦力。结果显示，所有测试区域下的渗层（图 8(c)）与无摩擦区渗层（图 8(b)）形貌没有明显区别，渗层无起皮现象。在施加同等压力且反复摩擦的区域（图 8(d)），渗层表面检测到不锈钢磨屑，但渗层没有发生明显变化，无起皮现象，说明渗层与基体结合牢固。一些文献采用划痕法测得渗层结合力小于 100N[23, 30]，但这和压头的材质和规格有很大关系，实际上涂层的结合力应该被转换为结合强度（以 MPa 为单位）才能横向对比。另外，渗层结合力和渗层的质量、厚度等诸多因素均相关。



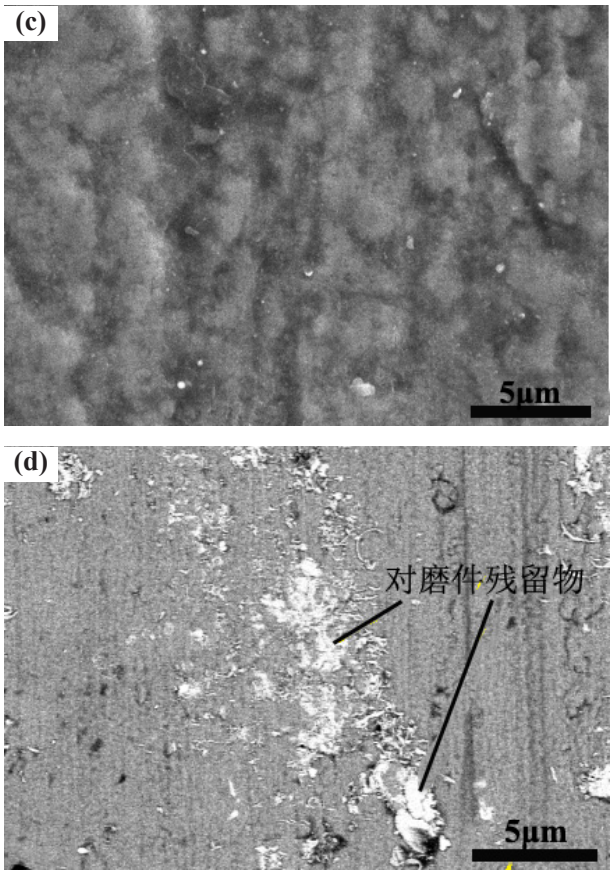


图 8 摩擦试验渗硼表面形貌：(a) 宏观形貌（样品尺寸：10×10mm^2）；(b) 无摩擦区形貌；(c) 静摩擦处形貌；(d) 动摩擦区形貌（背散电子图像）

Fig. 8 Surface morphology of boronized sample after friction testing: (a) optical look (sample size: 10×10 mm^2); (b) zone without friction; (c) zone with static friction testing; (d) zone with dynamic friction testing (BSE)

3 结 论

本文采用添加稀土氧化物的渗硼剂对钛合金进行 900~1050℃高温固相渗硼，分析了稀土氧化物在渗硼剂中起的作用。研究结果表明，稀土是通过与硼源、氧发生化学反应，生成熔点较低的稀土硼酸盐，通过增加基材与渗硼剂的有效接触面积及固化氧等作用，实现更高浓度渗硼反应。通过使用添加稀土的渗硼剂，钛合金表面形成了 TiB/TiB_2 双相渗层，1050℃下致密双相渗层厚度达到 2~3 微米，渗硼区深度达到 50 微米。选用不锈钢作为对摩副的动态摩擦磨损测定渗层表面摩擦系数约为 0.15。通过显微组织观察和摩擦磨损性能测试验证了渗层与基体结合牢固，静摩擦条件下结合力大于 300N (GB/T 5270-2005)。渗硼对钛合金基材杨氏模量和抗拉强度无明显影响，但会使塑性有所降低。渗层在室温至 900℃温度范围内展现出良好的高温硬度，说明渗层有助于提高钛合金高温力学性能。

参考文献

[1] Gerhard W, Boyer R R, Collings E W. Material Properties Handbook: Titanium Alloys[Z]. 1994.

[2]Veiga C, Davim J P, Loureiro A J R. Properties and applications of titanium alloys: A brief review[J]. Reviews on Advanced Materials Science, 2012, 32(2): 133-148.

[3]Dimitriu S, Dobrescu M, Vasilescu M. Titanium and titanium-based alloys for aerospace[J]. Metalurgia International, 2009, 14(7): 14-18.

[4]Long M, Rack H J. Titanium alloys in total joint replacement-a materials science perspective[J]. Biomaterials, 1998, 19(18): 1621-1639.

[5] 缪卫东 , 吕保国 . 生物医用钛合金应用研究进展与产业现状 [J]. 新材料产业 , 2008, 1: 45-49.

[6] 邵娟 . 钛合金及其应用研究进展 [J]. 稀有金属与硬质合金 , 2007, 35(4): 61-65.

[7] 彭昂 , 毛振东 . 钛合金的研究进展与应用现状 [J]. 船电技术 , 2012, 32(10): 57-60.

[8]Sargentini H, Lemos T G, de Faria J A. Development of titanium alloys production for high temperatures applications.[J]. Rare Metals, 2010, 30(4): 392-395.

[9]Gurrappa I, Manova D, Gerlach J W, et al. Influence of nitrogen implantation on the high temperature oxidation of titanium-base alloys[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(6): 3536-3546.

[10]Kim S, Yoon Y, Kim H, et al. Microstructure, mechanical properties, and high-temperature oxidation resistance of boronized γ-TiAl(Mn)[J]. MRS Proceedings, 1996,460: 159.

[11]Garbacz H, Lewandowska M. Microstructural changes during oxidation of titanium alloys[J]. Materials Chemistry & Physics, 2003, 81(2-3): 542-547.

[12]Chaze A M, Coddet C. Influence of alloying elements on the dissolution of oxygen in the metallic phase during the oxidation of titanium alloys[J]. Journal of Materials Science, 1987, 22(4): 1206-1214.

[13]Taazim N T, Jauhari I, Miyashita Y, et al. Development and Kinetics of TiB2Layers on the Surface of Titanium Alloy by Superplastic Boronizing[J]. Metallurgical & Materials

Transactions A, 2016, 47(5): 2217-2222.

[14]Atar E, Kayali E S, Cimenoglu H. Characteristics and wear performance of borided Ti6Al4V alloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202(19): 4583-4590.

[15]Anthymidis K G, Tsipas D N, Stergioudis E. Boriding of titanium alloys in a fluidized bed reactor[J]. Journal of Materials Science Letters, 2001, 20(22): 2067-2069.

[16]Prytula A O, Pohrelyuk I M, Yas'kiv O I. Investigation of the Surface Layers of Titanium after Thermodiffusive Saturation in a Boron-Containing Medium[J]. Materials Science, 2004, 40(1): 60-64.

[17]Li F, Yi X, Zhang J. Growth kinetics of titanium boride layers on the surface of Ti6Al4V[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010, 23(4): 293-300.

[18]Nakasa K, Kato M, Tao S I. Boronizing of Titanium and Titanium Alloys[J]. 热处理 , 1997, 37: 243-249.

[19]Jelis E, Suwattananont N, Petrova R S. Boronizing of Ti-6Al-4V Eli by powder pack method for biomedical[C]. Bioengineering Conference, 2005, Proceedings of the IEEE 31st Annual Northeast, Hoboken, New Jersey, USA.

[20] 牛田青 . 钛合金表面 B-Al 共渗关键技术及组织性能研究 [D]. 江苏大学 , 2020.

[21] 杜万学 . FeB+KBF_4 渗硼工艺及渗硼层高温环境下腐蚀行为研究 [D]. 中国矿业大学 , 2015.

[22] 雷丽 , 李凤华 , 李金生 , 等 . TC4 钛合金低温固体稀土 - 硼共渗 [J]. 金属热处理 , 2012, 37(2): 101-105.

[23] 刘云辉 . 钛合金 (Ti6A14V) 固体渗硼剂、渗硼工艺及组织与性能研究 [D]. 江苏大学 , 2013.

[24]Cao X, Jiang X, Wen M. Rare Earth-Boronizing and Its Applications[J]. Journal of Rare Earths, 1998(4): 42-45.

[25] 马立世 . 稀土元素影响 TiB_2 钛合金渗硼层性能的研究 [D]. 昆明理工大学 .

[26] 黄有国 , 张晓辉 , 陈家荣 , 等 . La_2O_3 对 TA2 钛电解渗硼的影响 [J]. 矿冶工程 , 2018, 38(6): 131-133+138.

[27]Li J S, Li F H, Lei L, et al. RE-Boronizing below Beta Transus Temperature on TC4 Titanium Alloy Surface[J]. Advanced Materials Research, 2013, 750-752: 651-654.

[28]Song Z, Ge X, Xu X, et al. Catalysts of solid boronizing of TC4 titanium alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2014, 38, 548-553.

[29] 衣晓红 , 李凤华 , 袁建鹏 . 渗硼剂粒径对钛合金渗硼层组织和性能的影响 [J]. 热喷涂技术 , 2018, 10(4): 75-79+86.

[30] 黄波 . 钛及钛合金熔盐渗硼工艺及渗硼层性能研究 [D]. 昆明理工大学 , 2016.

[31]Li P, Liu D, Bao W, et al. Surface characterization and diffusion model of pack borided TB_2 titanium alloy[J]. Ceramics International, 2018, 44 (15): 18429-18437.

[32]He X, Xiao H, Fevzi Ozaydin M, et al. Low-temperature boriding of high-carbon steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 263: 21-26.

[33] 张毅 , 缪强 , 梁文萍 . TC4 钛合金硼碳共渗层的组织和性能研究 [J]. 热处理 , 2017, 6: 13-18.

[34] 白新房 , 赵永庆 , 郑翠萍 , 等 . 不同组织形态 TC4 钛合金力学性能研究 [J]. 钛工业进展 , 2011, 28(3): 26-29.

（上接 56 页）

2008(01): 57-60.

[9] 杨晖 , 潘少明 . 基体表面粗糙度对涂层结合强度的影响 [J]. 金属铸锻焊技术 , 2008, 37(15): 118-121.

[10] 宋斌 , 陈铭 , 陈利修 . 喷砂预处理工艺对涂层结合强度的影响 [J]. 机械设计与研究 , 2013, 29(3): 70-72.

[11] 张鹏 , 周正 , 贺定勇 , 等 . 喷涂工艺及其粒子状态对涂层结合强度的影响 [J]. 热喷涂技术 , 2015, 7(1): 27-31.

[12] 聂璞林 , 沈耀 , 蔡殉 . 残余应力对涂层与基体结合强度的影响 [C]. 第七届全国表面工程学术会议 , 127-130.

[13] 王德朋 , 李庆会 , 王旭东 . 基体预热温度对 ZrO2 涂层结合强度的影响 [J]. 宇航材料工艺 , 2010, (3): 70-72.

[14] 卞达 , 王永光 , 倪自丰 , 等 . 涂层厚度对硬脆涂层结合强度的影响 [J]. 计算力学学报 , 2016, 33(1): 102-105.

[15] 王华仁 . 等离子喷钼涂层结合强度与厚度的关系 [C]. 第十七届国际热喷涂研讨会论文 , 2014: 31-34.

[16] 王聪瑜 , 夏洋 , 贾成厂 , 等 . 等离子喷涂 8wt.%YSZ 耐刻蚀涂层厚度对结合强度的影响 [C]. 第十七届国际热喷涂研讨会论文 , 2014, 42-47.

[17] 徐娜 , 张甲 , 侯万良 . 热处理对高温固体自润滑涂层组织结构及结合强度的影响 [J]. 金属学报 , 2009, 45(8): 943-948.

[18] 王强 , 兰冬云 , 宣兆志 , 等 . 渗铝及扩散处理对电弧喷涂层结合强度的影响 [J]. 焊接学报 , 2007, 28(10): 61-64.