

# 纯镍渗硼硅处理工艺及组织性能研究

慕东<sup>1</sup>, 胡志华<sup>1</sup>, 沈保罗<sup>2</sup>

(1. 成都工业学院, 四川 成都 611730)

(2. 四川大学, 四川 成都 610064)

**摘要:** 采用粒状渗剂分别在渗硼硅温度为 850、900、950 °C, 保温时间为 2、8 h 的工艺参数下对纯镍表面进行固体渗硼硅处理。用光学显微镜 (OM) 对渗层横断面进行了显微组织观察, 用显微硬度计测试渗层的硬度分布, 用 M200 型磨损试验机研究未渗硼硅和渗硼硅纯镍的耐磨性, 采用循环氧化试验研究未渗硼硅和渗硼硅纯镍的抗高温氧化性。结果表明, 纯镍渗硼硅后, 渗层为硅化物层和硼化物层, 且硅化物和硼化物的显微硬度都大于基体硬度, 渗层厚度随着渗硼硅时间和温度的增加而增加, 其范围约为 36~237 μm, 用 X 射线衍射仪 (XRD) 分析出渗层为硼化物层 (Ni<sub>2</sub>B) 和硅化物层 (Ni<sub>3</sub>Si、Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Si)。磨损试验结果表明渗硼硅后试样的耐磨性得到提高。抗高温氧化试验结果显示未渗硼硅纯镍试样抗高温氧化性优于渗硼硅后纯镍试样。

**关键词:** 渗硼硅; 纯镍; 硬度; 耐磨性; 抗高温氧化性

**中图分类号:** TG156.8+7

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2015)08-1979-06

镍及镍基合金是广泛应用于化学、石油、航空、航天、航海和原子能等工业中关键部件的材料, 尤其适用于航空发动机的涡轮叶片、涡轮盘和燃烧室等方面。随着各国对电量需求的增大, 为保证电力工业可持续发展, 最现实可行的途径就是提高机组效率, 加快超超临界机组的建设, 其材料的研究和发展对超超临界机组的服役性能具有至关重要的影响<sup>[1]</sup>。然而, 目前过热器/再热器所使用的一些镍基高温合金如 Inconel 617、Inconel 690、Inconel 671 等也都不能满足 700 °C/37.5 MPa 超超临界蒸汽参数电站锅炉过热器管子在高温强度和耐腐蚀方面的需求<sup>[2]</sup>。

渗硼是硼进入铁及一系列非铁金属表面的化学热处理过程, 渗硼后的镍及其合金具有较高的硬度、耐磨性和耐腐蚀性<sup>[3-6]</sup>。渗硅作为一种化学热处理方法也可以显著提高镍及其合金的耐磨性、耐酸性和耐热性<sup>[7,8]</sup>。当采用含有大量 SiC 的渗剂对镍及其合金进行渗硼处理时, 在其基体上将会形成表层硅化物层, 内层硼化物层的双层渗层<sup>[9,10]</sup>, 将其称为渗硼硅处理 (Borosiliconizing)。在高温环境下, 基体材料与渗层之间的内扩散加剧, 通常会导致单层渗层的保护作用减弱甚至丧失, 然而多层渗层 (Multilayer Coatings) 能够有效解决上述问题, 内、外渗层均具有良好的抗高温氧化性和耐磨性, 并且内层渗层能够在高温下有效阻止

基体和外层渗层之间的内扩散<sup>[11]</sup>。

因此, 本工作通过对纯镍进行渗硼硅处理获得多层渗层, 研究了多层渗层的显微组织及高温氧化性能。以期获得具有特殊表面性能的渗层。

## 1 实验

本实验材料采用 99.9% 纯镍, 经线切割加工成 10 mm×10 mm×10 mm 的试样, 表面经 600 号砂纸打磨并抛光处理后, 用乙醇除油清洗。渗剂为粒状, 以碳化硼 (B<sub>4</sub>C) 为供硼剂, 氟硼酸钾 (KBF<sub>4</sub>) 为活化剂, 碳化硅 (SiC) 为填充剂。其中 B<sub>4</sub>C、KBF<sub>4</sub>、SiC 的质量分数分别为 8%、4% 和 88%。

将纯镍试样埋在渗剂中, 密封在钢制渗箱中, 将渗箱放入加热炉内 (SX2-4-10 型箱式电阻炉), 处理温度分别为 850、900、950 °C, 保温时间分别为 2、8 h, 之后随炉冷却到室温取出。

采用光学显微镜 (OM, Olympus Bx60M) 测定观察试样的渗层。用 Philips X 射线衍射仪 (XRD, Cu-Kα 射线, 40 kV, 40 mA) 对渗层物相进行分析。用显微硬度计 (SHIMADZU/HMV-2) 测量其渗层硬度, 其压头载荷为 10 g。

磨损性能试验采用 M-200 磨损试验机 (转速为 200 r/min), 其磨损示意图如图 1 所示。图中的摩擦副采用

收稿日期: 2014-08-07

基金项目: 四川省教育厅科研项目资助 (13ZB0049)

作者简介: 慕东, 男, 1977 年生, 博士, 副教授, 成都工业学院材料工程学院, 四川 成都 611730, 电话: 028-87992130, E-mail: mudongcn@163.com

GCr15钢圆环（内径 $\Phi 15$  mm、外径 $\Phi 50$  mm），待测试样为10 mm×10 mm×10 mm。所选载荷为30 N，磨损时间为900 s，每个试样重复3次磨损。采用TG328A型光电天平分别称磨损前后的试样重量（精确到0.1 mg），以试样的失重来评价其耐磨性。为了进一步说明渗硼硅试样的磨损行为及磨损机制，本实验运用扫描电子显微镜（SEM，JSM-6490LV）对其磨损后的形貌进行了观察。

循环氧化试验是在 SX2-4-10 型箱式电阻炉中进行。试验介质为静止空气，试验温度为 950 °C。将清洗干燥后的试样置于烘烤至恒重的石英坩埚内。为保证试验数据的准确性，每组氧化试验用 3 个试样。采用氧化增重法，每 5 h 将坩埚取出，试样连同坩埚称重一次。经 10 次循环氧化，氧化时间总计 50 h。在 TG328A 型电光分析天平上称重（精确到 0.1 mg）。以氧化时间和测得的试样的单位面积平均增重为横、纵坐标绘制出试样的氧化动力学曲线。用 Philips X 射线衍射仪分析试样表面形成的氧化产物。

## 2 结果及分析

### 2.1 渗层的显微组织及硬度

图 2a 为纯镍在 950 °C 渗硼硅 8 h 的渗层显微照片。渗层很明显分为两层，最外层为镍的硅化物层，厚度约 230  $\mu\text{m}$ ，内层为镍的硼化物层，厚度约 20  $\mu\text{m}$ ，为针状结构。从显微照片来看，硅化物层结构不够致密，在靠近硼化物层存在着大量的孔隙。硅化物层和硼化物层之间具有明显的界面，而硼化物层结构较致密，以齿状结构楔入基体之中。

图 2b 为该渗硼硅试样的显微硬度值沿渗层深度分布。由图可见，最外层的硅化物相硬度（ $\text{HV}_{0.01}$ ）大约 8320 MPa，而硼化物层硬度  $\text{HV}_{0.01}$  大约为 9840 MPa，高于硅化物层硬度，基体硬度（ $\text{HV}_{0.01}$ ）约为 1390 MPa。由上述分析可知，镍的硅化物和硼化物

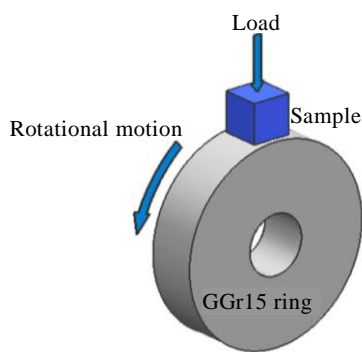


图 1 磨损实验示意图

Fig.1 Schematic illustration of the wear test device

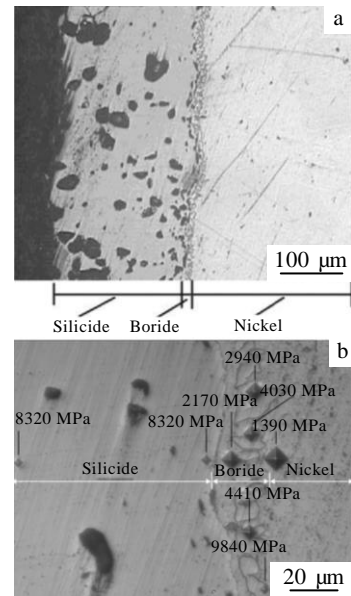


图 2 纯镍渗层的显微组织（950 °C/8 h）与纯镍渗硼硅后显微硬度压痕沿渗层深度分布图（950 °C/8 h）

Fig.2 Optical micrograph (a) of the pure nickel borosilicized (950 °C/8 h) and the hardness indentation variation (b) with distance from surface to interior (950 °C/8 h)

的硬度都要远远大于镍基体的硬度，这说明纯镍渗硼硅后其硬度得到很大的提高。

### 2.2 渗层厚度

图 3 为纯镍渗硼硅温度、时间与渗层厚度的关系图，如图所示，随着渗硼硅温度和渗硼硅时间的增加，渗层的厚度也逐渐增加。渗层厚度在 36~237  $\mu\text{m}$  之间。

### 2.3 渗层物相

图 4 为纯镍分别在温度 850、900、950 °C，时间 2 h 和 8 h 渗硼硅后的 X 射线衍射图谱。由图可知，850 °C /2 h 渗硼硅后的物相为  $\text{Ni}_3\text{Si}$ 、 $\text{Ni}_5\text{Si}_2$ 、 $\text{Ni}_2\text{Si}$ ，850 °C/8 h 渗硼硅后的物相为  $\text{Ni}_5\text{Si}_2$  和  $\text{Ni}_2\text{Si}$ 。纯镍在 900 °C 时渗硼硅的主要物相和 950 °C 渗硼硅时一样，都是  $\text{Ni}_5\text{Si}_2$  和  $\text{Ni}_2\text{Si}$ 。

根据上述 XRD 分析结果分析，硼化物相未能检测到，这可能是渗层中处于外层的硅化物层过厚，而 X 射线对渗层的穿透深度有限，因而检测不到内层的硼化物相。因此，将 900 °C/8 h 渗硼硅后试样的渗层分别磨去 140、160、180  $\mu\text{m}$  后进行 X 射线衍射分析，其衍射结果如图 5 所示。

纯镍 900 °C/8 h 渗硼硅后对渗层表面进行 X 射线衍射分析无法检测到硼化物相，但将渗层分别磨去 140、160、180  $\mu\text{m}$  后进行 X 射线衍射分析，可以检测到硼化物相  $\text{Ni}_2\text{B}$ ，且磨去的厚度越厚， $\text{Ni}_2\text{B}$  的衍射峰

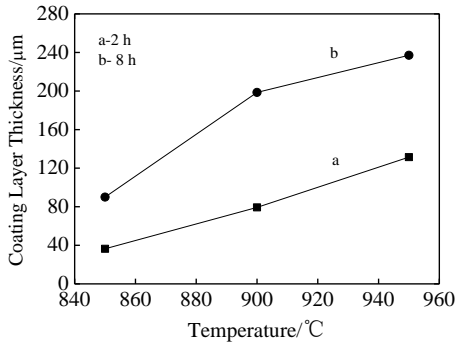


图 3 纯镍渗层厚度与渗硼硅温度和时间关系

Fig.3 Coating layer thickness vs. borosiliconizing temperatures for various process time

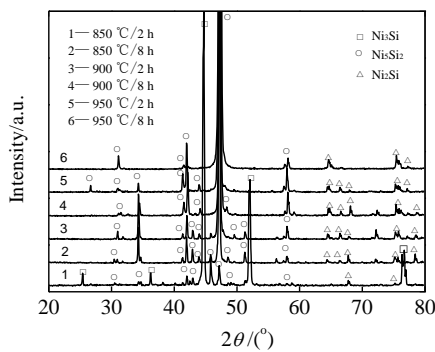


图 4 纯镍分别经 850、900、950 °C，2、8 h 渗硼硅后的 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the pure nickel borosiliconized at 850, 900, 950 °C for 2, 8 h

强度越高。因此，进一步证实了纯镍渗硼硅后，渗层内层为硼化物层，外层为硅化物层。

### 2.4 纯镍渗硼硅过程分析

纯镍渗硼硅过程中，当渗剂中含大量的 SiC 时（本工作中 SiC 质量含量为 88%），渗硼和渗硅 2 种化学热处理过程都将存在，SiC 在渗硼硅过程中不但起到填充剂和还原剂的作用，还起到了供硅剂的作用。

通常，扩散层是以被渗金属为基或者以一种扩散物质与被渗金属所形成的化合物为基的固溶体。但是，也不排除（在扩散源能力很大时）形成的双相扩散层，在这种情况下，表面上有一层迁移率较低的扩散物质与被渗金属形成所形成的化合物，而在其下面则是快速扩散元素的化合物<sup>[12]</sup>。

本工作中对纯镍进行渗硼硅时，在镍中 Si 与 B 不发生作用，且 2 种元素的原子大小相差悬殊（Si 的原子直径为  $2.67 \times 10^{-8}$  cm，B 的原子直径为  $1.78 \times 10^{-8}$  cm），当被渗元素为原子半径较小的类金属如 C、N、B

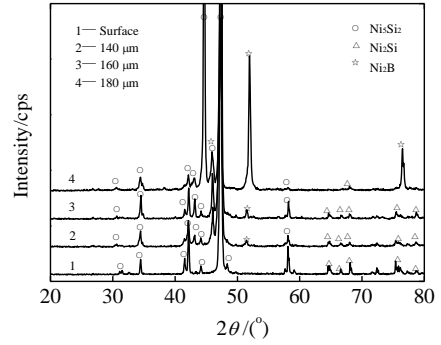


图 5 纯镍渗硼硅后距离渗层表面不同深度的 XRD 图谱 (900 °C/8 h)

Fig.5 XRD patterns of the pure nickel borosiliconized layer as a function of depth from the surface (900 °C/8 h)

等时，这些溶质元素有可能以间隙固溶体的形式溶解，且间隙固溶形式的扩散远比置换固溶形式的扩散容易得多<sup>[13]</sup>，所以在高温渗硼硅过程中，硼原子由于其本身的化学活性和较小的原子半径，首先会扩散到基体表面与基体结合形成镍的硼化物<sup>[10]</sup>。当供硼剂的含硼量较高时，渗硼环境中硼势较高，活性硼原子吸附在镍表面并向内扩散，当扩散受阻时，聚集在镍表面的硼原子越来越多，界面浓度增高，形成 Ni<sub>2</sub>B 高相而没有 Ni<sub>3</sub>B。因硼化物的长大具有择优取向性，晶核形成后的一部分晶核横向扩展速度快，相互碰撞而停止生长，另一部分晶核则向里生长速度快，同时也横向生长，形成齿状，这时硼化物的进一步长大将试样表面完全覆盖。

当渗剂中含有大量 SiC 时，SiC 在超过 600 °C 时易氧化形成 SiO<sub>2</sub><sup>[14]</sup>，与渗剂中 KBF<sub>4</sub> 中的分解产物 BF<sub>3</sub> 发生反应生成气态 SiF<sub>4</sub><sup>[15]</sup>，SiF<sub>4</sub> 与 Ni 反应首先生成 Ni<sub>3</sub>Si 化合物层，随着 SiF<sub>4</sub> 浓度的提高，在 Ni<sub>3</sub>Si 化合物表面依次形成 Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Si 相层，由于 Ni 和 Si 的局部扩散速度不同，产生柯肯达尔效应，造成在硼化物和硅化物界面处形成 Kirkendall 空洞。

### 2.5 渗层耐磨性研究

图 6 为纯镍与 850 °C/8 h、900 °C/8 h 和 950 °C/8 h 渗硼硅后试样的干滑动摩擦磨损试验结果对比。从图上可以看出，渗硼硅后的纯镍试样的耐磨性都得到了很大的提高，且耐磨性随着渗硼硅的温度的升高而提高。尤其是纯镍在 950 °C/8 h 渗硼硅后，在相同的磨损条件下，其磨损失重仅为 0.30 mg，磨损率为 0.64 mg/km。由于纯镍渗硼硅后渗层硬度大大高于基体硬度，且渗层的硬度对耐磨性有很大的影响<sup>[16,17]</sup>，因此纯镍渗层的高硬度有利于耐磨性的提高。

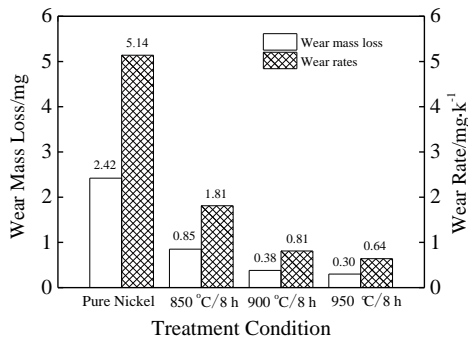


图6 纯镍与纯镍在850、900、950 °C 渗硼硅8 h后的磨损失重和磨损率比较

Fig.6 Wear mass losses and wear rates of pure nickel for the pure nickel and pure nickel borosiliconized at 850, 900, 950 °C for 8 h

图7为磨损试样的磨痕形貌,其中图7a是未渗硼硅的纯镍表面磨损形貌,磨痕痕较多,而且深。高倍下(如图7b)观察划痕主要是犁沟,犁沟很深而且很明显,一些从金属表面剥落的磨粒将纯镍表面的金属推向两侧或向前推挤成为脊隆,发生了显著的塑性变形,接着由于和对磨件之间的挤压又把脊隆碾平,在多次变形后会产生脱落而形成二次切屑,磨损量也增加。图7c是渗硼硅的纯镍表面磨损形貌,磨痕深度很浅,且无明显的犁沟,在高倍下(图7d)磨损表面有凹坑出现,坑底及侧边有裂纹,并产生一些片状剥落。渗硼硅时在硅化物层中产生的孔隙也能够明显地观察到。由于硅化物渗层硬度较高,且脆性较大,与对磨件之间相互挤压和摩擦,试样表面上的硬的微凸体,在正向和剪切应力的作用下,从试样表面脱落下来形成磨粒,压碎渗层后在表面形成凹坑。

### 2.6 渗层高温氧化性能研究

图8为纯镍和纯镍950 °C/8 h 渗硼硅后在950 °C 循环氧化50 h 的氧化增重与时间的关系曲线。由图

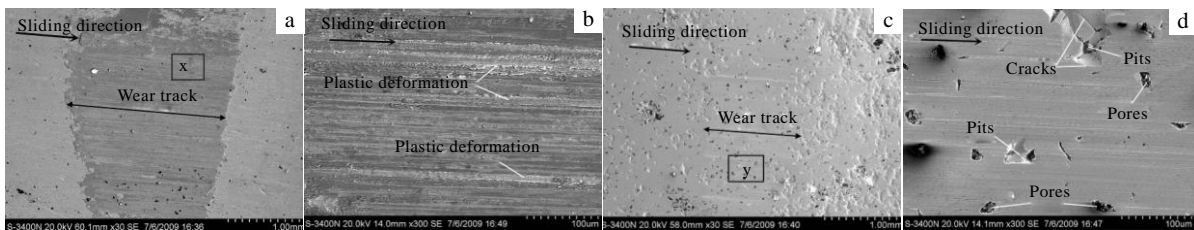


图7 磨损形貌的SEM照片

Fig.7 SEM micrographs of the worn surface morphologies under wear conditions (sliding speed 52.3 cm/s, normal load 30 N, against GGr15): (a) unborosiliconized pure nickel, (b) square x in Fig.7a, (c) borosiliconized pure nickel (950 °C/8 h), and (d) square y in Fig.7c

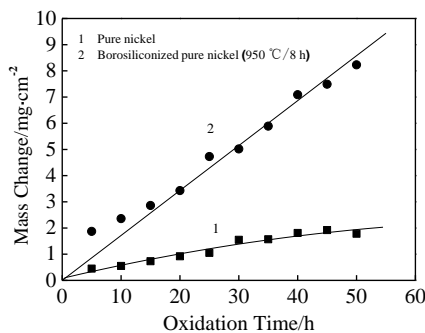


图8 纯镍和纯镍950 °C/8 h 渗硼硅后在950 °C 循环氧化50 h 的氧化增重曲线图

Fig.8 Kinetics curves of cyclic oxidation at 950 °C during 50 h for the pure nickel and pure nickel borosiliconized at 950 °C/8 h

可见,纯镍的高温氧化曲线呈抛物线规律,即随着氧化时间的延长,氧化膜增厚、氧化速率变小。而渗硼硅试样的高温氧化曲线呈直线规律,且氧化增重比纯镍高得多。这种线性关系表明随着氧化时间的增加,金属氧化增重不断增加,这种情况表明渗层中的物质不能阻止基体金属氧化,未能保护基体金属。由此可知镍渗硼硅后其表面渗层没有对基体起到保护作用,反而纯镍本身的抗高温氧化性能较好。

纯镍试样与950 °C/8 h 渗硼硅试样经950 °C 氧化50 h 的XRD 分析结果如图9所示。纯镍氧化50 h 后产物主要是NiO,镍的化学稳定性较高,500 °C 以下几乎无氧化,常温下的潮气、水和某些盐类溶液不易侵蚀。大量文献表明<sup>[18-20]</sup>,NiO 稳定性高于Ni<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和NiO<sub>2</sub>,是纯镍在高温氧化时的唯一氧化物。纯镍高温氧化产物NiO 的生长遵循抛物线规律,说明纯镍的氧化过程由所生成的NiO 中的扩散过程控制<sup>[21]</sup>。且Ni 与NiO 的体



积比 (PBR 比) 约为 1.52, 当氧化物的 PBR 值小于 1, 这类金属的氧化膜体积较小, 不足以覆盖整个金属表面, 或说氧化膜内存在张应力而易发生破裂, 氧化膜不具有保护性, 但若氧化物的 PBR 值大于 3, 这类氧化膜所受压应力过大而易发生破裂, 也不具有保护性<sup>[22]</sup>。保护性氧化膜的 PBR 值一般在 1~2 之间, 所以, NiO 具有氧化保护性, 纯镍具有一定的抗高温氧化性。

当纯镍经过 950 °C/8 h 渗硼硅处理后, 得到的是内层硼化物, 外层硅化物的双层渗层, 再经过 950 °C、50 h 循环氧化后氧化产物主要是 NiO 和 Ni<sub>3</sub>Si, 通常, 镍硅合金 700 °C 以上的氧化产物是内层为硅的氧化物, 外层为 NiO<sup>[23-25]</sup>。在我们的试验中, NiO 能够通过 XRD 分析检测到, 但是硅的氧化物却无法检测到, 这可能是由于它们含量太少或者是以无定形的硅土存在<sup>[26]</sup>。NiO 的生长受 Ni 向外扩散的控制, 向外扩散的 Ni 同时也与 Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> 反应生成 Ni<sub>3</sub>Si, 即 Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> + Ni → Ni<sub>3</sub>Si。Ni<sub>3</sub>Si 作为金属间化合物具有优良的物理和力学性能, 包括低密度、高温强度和抗氧化性等<sup>[27]</sup>。

然而, 渗硼硅后的纯镍表面没有对基体起到很好的保护作用。估计在本试验中, 纯镍表层为镍的硅化物, 结构欠致密, 其疏松和空洞较多, 这些孔洞和疏松在高温环境下成为 Si 和 O 的扩散通道, 在高温氧化前期造成氧化产物快速生长<sup>[28]</sup>, 动力学曲线呈现直线规律。并且这些缺陷易使渗层在高温环境下发生局部破坏, 进而使整个渗层丧失保护作用。

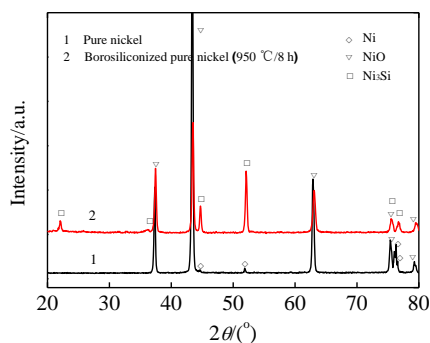


图9 纯镍和纯镍 950 °C/8 h 渗硼硅后在 950 °C 循环氧化 50 h 的 XRD 图谱

Fig.9 XRD pattern after cyclic oxidation at 950 °C during 50 h for pure nickel and borosiliconized pure nickel at 950 °C for 8 h

### 3 结论

1) 纯镍渗硼硅后, 渗层组织内层为硼化物层, 外层为硅化物层。硅化物相硬度(HV<sub>0.01</sub>)大约 8320 MPa,

而硼化物层硬度(HV<sub>0.01</sub>)大约为 9840 MPa, 高于硅化物层硬度。

2) 纯镍的渗层厚度为 36~237 μm, 且随着渗硼硅温度的升高和时间的延长而增厚。渗硼硅后的硅化物相为 Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> 和 Ni<sub>2</sub>Si, 且 850 °C/2 h 渗硼硅后的硅化物相为 Ni<sub>3</sub>Si、Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>、Ni<sub>2</sub>Si, 900 °C/8 h 渗硼硅后的硼化物相为 Ni<sub>2</sub>B。

3) 与纯镍相比, 渗硼硅处理后纯镍的耐磨性有显著提高。

4) 纯镍 950 °C 氧化 50 h 后氧化产物为 NiO, NiO 高温下较稳定, 具有一定的抗高温氧化性。纯镍 950 °C/8 h 渗硼硅后, 表面为硅化物层, 经 950 °C 氧化 50 h 后氧化产物为 NiO 和 Ni<sub>3</sub>Si, Ni<sub>3</sub>Si 具有较好的高温性能, 但是渗层表面的孔洞等缺陷使渗层在高温环境下发生局部破坏, 进而使整个渗层丧失保护作用, 渗硼硅后其抗高温氧化性能下降。

### 参考文献 References

- [1] Cao Huawei(曹华伟), Zhang Chengyu(张程煜), Qiao Shengru(乔生儒) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(S2): 353
- [2] Ahmad J, Purbolaksono J, Beng L C. *Engineering Failure Analysis*[J], 2010, 17(1): 328
- [3] Huang Youguo(黄有国), Zhao Xin(赵欣), Ren Mengde(任孟德) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 158
- [4] Yi Xiaohong(衣晓红), Fan Zhanguo(樊占国), Zhang Jinglei(张景垒) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1631
- [5] Anthymidis K G, Zinoviadis P, Roussos D *et al. Mater Res Bull*[J], 2002, 37(3): 515
- [6] Ueda N, Mizukoshi U T, Demizu K *et al. Surf Coat Technol*[J], 2000, 126: 25
- [7] Van Dyck S, Delaey L, Froyen L *et al. Intermetallics*[J], 1997, 5: 137
- [8] Sukidi N, Koch C C, Liu C T. *Mater Sci Eng A*[J], 1995, 191: 223
- [9] Muhammad W, Hussain K, Tauqir A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 1999, 30: 670
- [10] Ibrahim Özbek, Hatem Akbuluta, Sakin Zeytina *et al. Surf Coat Technol*[J], 2000, 126: 166
- [11] Dzyadykevich Y V, Li Kytiskay. *Journal of Minerals*[J], 1997, 49(1): 30
- [12] Ляхович Л С(里霍维奇). *Multicomponent Thermochemical Treatment*(多元共渗)[M]. Beijing: China Machine Press,

- 1983
- [13] Wang Guozuo(王国佐), Wang Wanzhi(王万智). *Chemical Heat Treatment of Steel*(钢的化学热处理)[M]. Beijing: China Railway Publishing House, 1980
- [14] Chan R W, Bloor D, Fleming M C *et al.* *The Encyclopedia of Advanced Materials*[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 1994
- [15] Lyakhovich L S. *Thermochemical Treatment of Metals and Alloys*[M]. New Delhi: Oxonian Press Pvt Ltd., 1986
- [16] Selşuk B, Ipek R, Karamış M B. *J Mater Process Technol*[J], 2003, 141(2):189
- [17] Enver Atık, Umut Yunker, Cevdet Meriç. *Tribol Int*[J], 2003, 36(3): 155
- [18] Zhu Rizhang(朱日彰), Lu Yaxian(卢亚轩), Qi Huibin(齐慧滨). *High Temperature Corrosion and High-temperature Resistant Materials*(高温腐蚀及耐高温腐蚀材料)[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 1995
- [19] Jin Huiming(靳惠明), Chen Rongfa(陈荣发), Zhang Jianfeng(张剑峰) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2004, 28(5): 7
- [20] Geng Shujiang, Wang Fuhui, Zhang Sam. *Surface and Coatings Technology*[J], 2003, 167(2-3): 212
- [21] Jackson R W, Leonard J P, Pettit F S *et al.* *Solid State Ionics*[J], 2008, 179(37): 2111
- [22] Li Mingshuan(李美栓). *High Temperature Corrosion of Metals*(金属的高温腐蚀)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2001
- [23] Sukidi N, Koch C C, Liu C T. *Mater Sci Eng A*[J]. 1995, 191(1-2): 223
- [24] Valeri S, Del Pennino U, Sassaroli P. *Surf Sci Lett*[J], 1983, 134(3): L537
- [25] Douglass D L, Nanni P, De Asmundis C. *Oxid Met*[J], 1987, 228(5-6): 309
- [26] Yu Cunzhen, Zhu Shenglong, Wei Dezhou *et al.* *Surf Coat Technol* [J], 2007, 201(16-17): 7530
- [27] Zhu J H, Liu C T. *Intermetallics*[J], 2002, 10(4): 309
- [28] Yingna N Wu, Yuzo Kawahara, Kazuya Kurokawa. *Vacuum* [J], 2006, 80(11-12): 1256

## Microstructure and Properties of Borosiliconized Pure Nickel

Mu Dong<sup>1</sup>, Hu Zhihua<sup>1</sup>, Shen Baoluo<sup>2</sup>

(1. Chengdu Technological University, Chengdu 611730, China)

(2. Sichuan University, Chengdu 610064, China)

**Abstract:** Borosiliconizing of 99.9% pure nickel was performed by a powder-pack method using borosiliconizing powders at 850, 900 and 950 °C for 2 and 8 h. The coated samples were characterized by Optical Microscope (OM), X-ray diffraction (XRD) and hardness tests. The oxidation behavior of unborosiliconized and borosiliconized pure nickel was studied with the kinetics curves of cyclic oxidation. The results show that boride (Ni<sub>2</sub>B) and silicide phases (Ni<sub>3</sub>Si, Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub> and Ni<sub>2</sub>Si) are formed on the surface of borosiliconized pure nickel, which are confirmed by X-ray diffraction analysis. Depending on boronizing time and temperature, the thickness of coating layer ranges from 36 to 237 μm. The hardness of the coating layer is much higher than that of pure nickel. Dry-sliding wear tests show that the wear resistance of borosiliconized pure nickel is greater than that of pure nickel. However, the oxidation test at 950 °C indicates that unborosiliconized sample possesses higher oxidation resistance than the borosiliconized sample.

**Key words:** borosiliconizing; pure nickel; hardness; wear resistance; oxidation resistance

Corresponding author: Mu Dong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Engineering, Chengdu Technological University, Chengdu 611730, P. R. China, Tel: 0086-28-87992130, E-mail: mudongcn@163.com