

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20161020001

电镀镍及扩散预处理提高渗硼层韧性

邱万奇¹, 熊 成¹, 贾 磊¹, 莫东强², 孙 歌²

(1. 华南理工大学 材料科学与工程学院, 广州 510640; 2. 怀集登云汽配股份有限公司, 广东 怀集 526400)

摘 要: 渗硼层高温硬度高, 抗氧化性能好, 但脆性大, 提高渗硼层韧性是扩展实际工程应用的关键。文中在45CrNiMoV钢基体上采用电镀镍+高温扩散预处理, 在表层形成 γ -(Fe, Ni)层后, 再用固体渗硼法制备出含镍渗硼层, 并与直接渗硼层进行对比。用扫描电镜(SEM)、X射线衍射(XRD)和显微压痕法对镀镍渗硼层的截面形貌, 组织结构及硬度分布和断裂韧性进行了研究。结果表明: 电镀镍+扩散预处理能显著提高渗硼层的断裂韧性, 淬火+低温回火热处理几乎不影响镀镍渗硼层断裂韧性, 而对直接渗硼层则有显著降低。镀镍渗硼层中的 γ -(Fe, Ni)相能有效缓解冲击载荷, 提高渗层断裂韧性。

关键词: 电镀镍; 扩散; 渗硼; 断裂韧性; 热处理

中图分类号: TQ153.1; TG156.8

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)02-0079-06

Improvement of Fracture Toughness of Boriding Layer by Plating Nickel Layer and Diffusing Heat-treatment

QIU Wan-qi¹, XIONG Cheng¹, JIA Lei¹, MO Dong-qiang², SUN Ge²

(1. School of Materials Science and Engineering, South China University of Technology, Guangzhou 510640; 2. Huaiji Deng Yun Auto-parts (Holding) Co. Ltd., Huaiji 526400, Guangdong)

Abstract: The boriding layers have widely potential applications in tribological and antioxidation in high temperature area due to their outstanding combined properties including high-temperature hardness and chemical inertness. However, the high-brittleness of boriding layer limits its application spreading, how to improve the brittleness is the key in practical use. In this paper the nickel-boriding layers were fabricated by the powder-pack method on γ -(Fe, Ni) layer prepared by electroplating nickel and diffusing heat-treatment on 45CrNiMoV steel. The micro-hardness and the fracture toughness of the boriding layer were investigated by micro-indentation test. The cross-section morphology and phase structure were analyzed by scanning electron microscope (SEM) and X-ray diffraction (XRD). Results show that the fracture toughness of the nickel-boriding layer is improved considerably compared with that of the direct-boriding layer. The quenching and low-temperature tempering heat-treatment has scarcely effect on the fracture toughness of the nickel-boriding layer, while it greatly decreases the fracture toughness of the direct-boriding layer. The γ -(Fe, Ni) phase embedding in nickel-boriding layer can buffer the external impact power and improve the fracture toughness availably.

Keywords: electroplated Ni; diffusion; boriding; fracture toughness; heat-treatment

收稿日期: 2016-10-20; 修回日期: 2017-03-21

网络出版日期: 2017-03-23 17:50; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170323.1750.002.html>

通讯作者: 邱万奇(1964—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 材料表面强化与镀层; E-mail: mewqqiu@scut.edu.cn

基金项目: 国家自然科学基金(51271079); 广东省自然科学基金(2015A030313223); 广东省“扬帆计划”引进创新创业团队专项资助项目(21312G02)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51271079), Natural Science Foundation of Guangdong Province (2015A030313223) and Guangdong Province ‘Sail Plan’ Introduction of Innovative Entrepreneurial Team Special Funding Project (21312G02)

引文格式: 邱万奇, 熊成, 贾磊, 等. 电镀镍及扩散预处理提高渗硼层韧性[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2): 79-84.

QIU W Q, XIONG C, JIA L, et al. Improvement of fracture toughness of boriding layer by plating nickel layer and diffusing heat-treatment[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2): 79-84.

0 引言

钢经渗硼后具有高温硬度高, 抗高温氧化性能好等优越性能, 具有广阔的应用前景。然而渗硼层脆性大, 抗冲击性能差, 难以应用于大冲击载荷工况(如热锻模具等), 是限制其应用扩展的主要原因^[1-3]。改进渗硼配方, 促进形成单相Fe₂B渗硼层能显著提高韧性^[4-5], 但要应用于热锻模具等大冲击和强热疲劳载荷工况仍然不够; 学者在研究钢中合金元素对渗硼层硬度和韧性的影响时发现, Ni和Mn能降低渗硼层硬度并提高韧性^[6]; 在纯Ni上形成单相Ni₂B渗硼层时的韧性较高, 但渗层与基体界面平直, 硬度在界面上陡降, 与基体的结合力较低^[7]; 在镍基高温合金上渗硼, 因基体中含有较多的Cr、Mo、W、Ti等合金, 渗硼层硬度显著升高, 脆性增大, 且渗层与基体结合力差, 部分渗层在制备截面样品时崩落^[8-9]; 用45钢化学镀Ni-P后再渗硼^[10-12], 虽然表层为脆性(Fe, Ni)B相, 因柱状渗硼层中嵌入γ-(Fe-Ni)相, 有效缓冲了外冲击载荷, 提高了渗硼层韧性, 但渗层中含有较多的P, Ni-P合金在870℃生成共晶液相, 加上Fe、Mn、S、C等元素的共同作用, 共晶液相的生成温度可能更低, 使渗硼层基本失去力学性能。因而P会使渗硼层的高温力学性能显著降低。

文中在45CrNiMoV钢基体上先电镀镍后再渗硼, 电镀镍层不含P, 可消除P对渗硼层的负面影响, 并对电镀镍+渗硼层的结构和性能进行了研究。

1 试验

试验所用材料45CrNiMoV钢的成分见表1。将尺寸为10 mm×10 mm×2 mm的样品研磨并抛光, 在丙酮液中超声清洗15 min, 以去除抛光膏残留; 样品风干后在室温瓦特镀镍液^[13]中用2 A/dm²+20 min参数镀镍后, 在920℃氩气保护气氛炉中扩散退火4 h后炉冷; 最后将样品置于固体粉末渗硼剂中渗硼。渗硼剂配方为: 1%B₄C+4%KBF₄+95%Al₂O₃粉末, 在渗硼密封罐中以920℃+4 h渗硼; 作为对比, 未镀镍样品也一同放入罐渗硼中。镀镍渗硼和直接渗硼样品在氮保护气氛炉中进行850℃淬火+240℃回火热处理(Quenching and Tempering heat-treatment, 简称QT)。为方便后续分析, 将直接渗硼标注为Direct-boriding, 镀镍渗硼样品为Nickel-Boriding, 直接渗硼+淬回火热处

表 1 45CrNiMoV钢的成分

Table 1 Composition of 45CrNiMoV steel							(w%)
Element	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
Content	0.44	0.23	0.66	0.92	1.52	0.24	0.16

理样品为Direct-boriding+QT, 镀镍渗硼+淬回火热处理样品为Nickel-boriding+QT。

样品的物相结构分析在Philips X'Pert型X射线衍射仪上进行, 微观形貌和成分在S-3700型扫描电子显微镜及其附带能谱仪上进行, 硬度和断裂韧性在Wilson 400型显微维氏硬度计上进行研究。

2 试验结果与讨论

45CrNiMoV样品电镀镍层的厚度为4 μm。直接将电镀镍样品进行渗硼, 镍与基体间的扩散距离很短, 难以形成足够厚的镍铁渗硼层, 因而需要预先扩散退火处理, 同时消除镍镀层中吸附的液体对渗硼剂的粘结。在氩保护气氛炉中经920℃+4 h扩散退火后, 用4%硝酸酒精液腐蚀的SEM形貌见图1, 基体中组织为呈细层片状珠光体, 电镀镍层经扩散退火后变成Fe-Ni合金层, 厚度增加到11 μm; 从图1中的成分线扫描可知, Fe的含量从表面到界面逐渐升高, 而Ni则从表面的最高位逐渐降低至界面内的平稳区, 界面并不平整, 呈锯齿状, 这是因为Ni在向基体扩散时各区域扩散速率不等所致, 在基体晶界部位扩散速率较高, 渗入基体的Ni较多, 其余部位扩散较慢, 形成锯齿状界面。Ni是奥氏体形成元素, 能显著降低Fe-Fe₃C相图中的Ac₁线, 当Ni质量分数超过8%时,

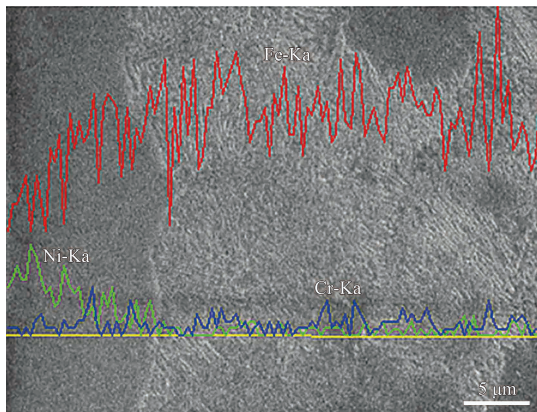


图 1 45CrNiMoV样品在920℃经4 h扩散退火后的截面形貌和Fe、Ni、Cr元素的线分布

Fig.1 Cross section morphology with Fe, Ni and Cr linear scan profile of 45CrNiMoV after 4 h diffusion annealing at 920℃

Ac1降至室温以下, 高温奥氏体冷却至室温时不发生珠光体转变, 在图1中观察到的镀层是含Ni量大于8%的光滑Fe-Ni合金层。

图2为镀镍渗硼和直接渗硼样品的XRD谱, 从图中可见, 无论是直接渗硼还是镀镍渗硼, 均没有出现脆性的FeB、NiB、(Fe, Ni)B相, 直接渗硼层主要由单相Fe₂B组成, 而镀镍渗硼层中主要为Ni₂B和(Fe, Ni)₂B及Fe₂B相。图3为直接渗硼和镀镍渗硼层截面经4%硝酸酒精腐蚀后的SEM形貌及Fe、Ni元素的K α 线分布。直接渗硼层厚度约为60 μm , 表层存在粗大的孔隙, 整个渗硼层颜色均一, 为单一的Fe₂B相; 镀镍渗硼层厚度约为50 μm , 表层孔隙较直接渗硼少, 分布于距表面10 μm 范围内。镀镍渗硼层由浅色和深色两层组成, 浅色/深色层界面呈细锯齿状, 而深色层/基体界面为粗齿状, 深色层致密。镀镍渗硼表层中存在孔隙与文献^[10-12]化学镀Ni-P能获得致密渗层不同, 这可能是因为Ni-P在870 $^{\circ}\text{C}$ 就形成共晶液相, 渗硼温度超过870 $^{\circ}\text{C}$ (实际多为900~950 $^{\circ}\text{C}$), 形成带液相渗硼, 渗硼孔洞会部分被液相毛细作用填充而形成致密渗层。试验中的电镀镍层中不含P, 渗硼时不生成液相, 孔洞仍留在渗层中, 文献^[7]在纯镍上渗硼结果一致; 从图3(b)中的Ni、Fe元素的K α 线扫描知, 浅色层中含Ni较多, 在浅色/深色层界面Ni含量降低最低位, 深色层中Fe含量高。结合对图2的XRD分析可推断, 镀镍渗硼层中的浅色层为Ni₂B或(Fe, Ni)₂B相, 而深色层以Fe₂B相为主。经920 $^{\circ}\text{C}$ +4 h渗硼后, Ni进一步向基体扩散, 扩散厚度约为16~18 μm 。

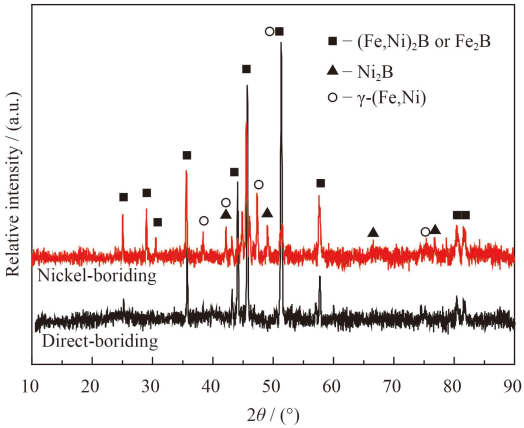
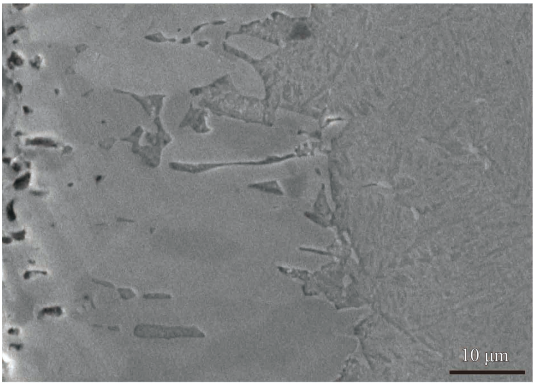


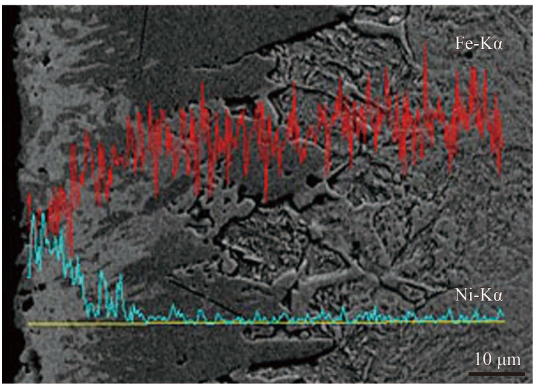
图 2 45CrNiMoV钢镀镍渗硼层及直接渗硼层的XRD图谱
Fig.2 XRD patterns of nickel-boriding and direct-boriding on 45CrNiMoV steel samples

渗硼时Ni和B原子同时向基体扩散, 因B原子半径小, 扩散速度明显大于Ni^[10-11], Ni继续向基体扩散的同时, B首先在镀镍层表面形成Ni₂B, 后续B须穿过首先形成的Ni₂B, 使Ni₂B厚度增加, 遇到Fe-Ni合金时形成(Fe, Ni)₂B, 快速扩散的B原子最终深入基体并形成以Fe₂B为主的渗硼层。样品较平整时, 扫描电镜二次电子像的衬度主要来源于元素原子序数或相的复合原子序数差, Ni₂B的复合原子序数比Fe₂B大, 但比基体(Fe为主)要小, 因而图3中基体最亮, Ni₂B次之, Fe₂B最暗。镀镍渗硼的XRD曲线中还出现少量的 γ -(Fe, Ni)(Ni质量分数大于8%), 试验用Cu靶K α 作X射线源, 波长为0.154 nm, 对Ni₂B或(Fe, Ni)₂B的渗入深度不超过20 μm , 而镀镍渗硼层厚度达50 μm , 因而 γ -(Fe, Ni)相最有可能是嵌入在Ni₂B或(Fe, Ni)₂B柱状晶之间(与文献^[10]结果一致)。

镀镍渗硼、直接渗硼及其850 $^{\circ}\text{C}$ 淬火+240 $^{\circ}\text{C}$ 低



(a) Cross section morphology of direct-boriding layer



(b) Cross section morphology with Ni-K α and Fe-K α linear scan profile of nickel-boriding layer

图 3 45CrNiMoV钢直接渗硼和镀镍渗硼层截面形貌及Fe、Ni元素线分布
Fig.3 Cross section morphology of direct-boriding and nickel-boriding layer with Ni and Fe linear scan profile of on 45CrNiMoV steel

温回火后样品沿截面的显微硬度见图4。所有平均硬度曲线都表现出类似的变化特征,即随渗硼层深度的增加,硬度先迅速升高后进入一个相对平稳的高硬度区(渗硼层厚度),最后快速降低至另一个平稳区(渗硼过渡区和基体),经淬火+低温回火后,渗硼过渡区和基体组织转变为回火马氏体;没有淬火+回火样品过渡区和基体组织是珠光体+碳化物,因而淬火样品过渡区硬度高于没有淬火回火样品。镀镍渗硼硬度略低于直接渗硼层,渗层厚度也有所降低,这与文献[6]结果一致。需要注意的是,直接渗硼样品经淬火+回火渗硼层硬度有明显的提高,而镀镍渗硼样品热处理前后渗硼层硬度变化很小。

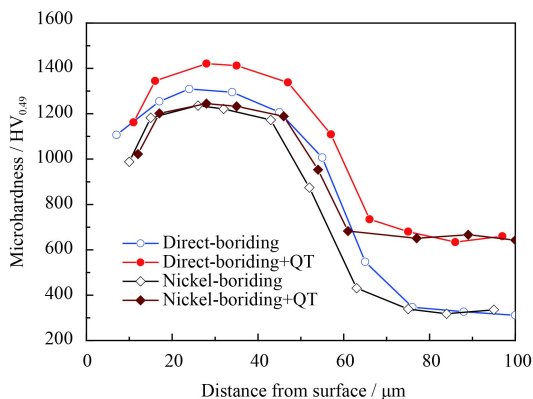


图4 45CrNiMoV钢直接渗硼和镀镍渗硼及其淬火+回火后截面的硬度

Fig.4 Cross-section microhardness of 45CrNiMoV steel treated by direct-boriding, direct-boriding+QT and nickel-boriding, nickel-boriding+QT

图4中维氏硬度载荷为0.49 N,压痕超出一个渗硼柱状晶范围,甚至包含孔洞,渗硼孔洞主要分布于距表面20 μm以内,因而表层渗硼层硬度较低。从图2研究结果知,镀镍渗硼层柱状晶间夹有 γ -(Fe, Ni),而直接渗硼柱状晶间可推测夹有 α -Fe+ M_3C (M为Fe, Ni, Cr, Mo等合金元素)薄层^[14],只是含量太少而无法在图2中的XRD谱中显示。若各柱状晶之间嵌有 γ -(Fe, Ni)或 α -Fe+ M_3C 薄层,则所测硬度为复合硬度, γ -(Fe, Ni)和 α -Fe+ M_3C 薄层硬度相差不大,因而其复合硬度也相差不大。但经淬火+回火后,渗硼层中的 Fe_2B 、 Ni_2B 及(Fe, Ni) $_2B$ 和 γ -(Fe, Ni)相均不发生相变,硬度也与热处理前一样,但直接渗硼柱状晶间的 α -Fe+ M_3C 薄层则会转变成马氏体,使测量到复合硬度升高。

渗硼层是脆性材料,可用压痕法来测量断裂

韧性^[9],具体方法是:用一定大小的载荷压入渗硼层,使渗硼层产生辐射状裂纹,测量出裂纹长度和渗硼层硬度后,用下述公式计算断裂韧性^[4-5,9]。

$$K_{Ic} = 0.028P \sqrt{\frac{E}{c^3H}} \quad (1)$$

其中, K_{Ic} 是断裂韧性 $Pa \cdot m^{1/2}$ 或 $MPa \cdot m^{1/2}$; P 是压入载荷N; E 是弹性模量MPa; H 是硬度MPa; c 是裂纹半长度m。需要指出的是,渗硼层断裂韧性受压痕距表面深度的影响,越靠近基体断裂韧性越大^[9];受渗硼层内应力的影响,即使同一渗硼层的不同部位压出的压痕,其裂纹长度和分布也会有所不同,所测裂纹长度也受观察裂纹仪器(金相显微镜,扫描电子显微镜)放大倍数的影响。为减少这些因素的影响,文中选取渗硼层硬度最大区域用1.96 N载荷压痕,并用扫描电镜测量裂纹长度。图5为经镀镍渗硼+淬火回火后压痕的形貌,裂纹出现在平行于样品表面的压痕尖角处,裂纹总长度为压痕两边裂纹向渗硼层内辐射长度和压痕长度之和^[9],每个样品取3个压痕的裂纹长度平均值。镀镍渗硼样品压痕区域为(Fe, Ni) $_2B$ 相,目前难以找到(Fe, Ni) $_2B$ 弹性模量,因(Fe, Ni) $_2B$ 结构与性能与 Fe_2B 相近,弹性模量按 Fe_2B (284 GPa)近似。各样品测量到的硬度和压痕裂纹半长度代入公式(1),计算出的断裂韧性值见图6。各样品的断裂韧性标注于直方图上,旁边括号中的数据分别为维氏硬度(HV)和半裂纹长度(μm)的平均值。从图6可以看出,直接渗硼层的断裂韧性为 $2.7 MPa \cdot m^{1/2}$,与文献^[15]的上限结果一致;直接渗硼样品经淬火+低温回火后,渗硼层的硬度有明显的升高,但断裂韧性下降为 $1.6 MPa \cdot m^{1/2}$;镀镍渗硼较直接渗

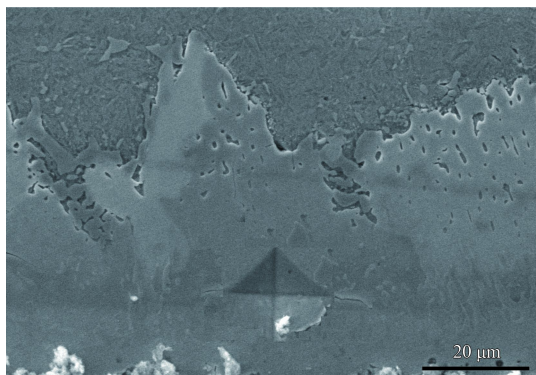


图5 镀镍渗硼层淬火后的截面压痕形貌

Fig.5 Indentation morphology on cross-section of nickel-boriding layer after quenching and tempering heat-treatment

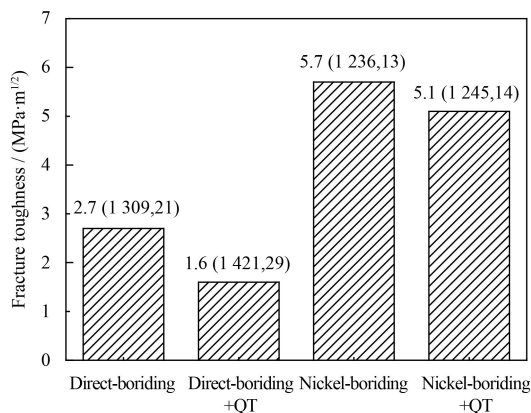


图6 直接渗硼和镀镍渗硼及其淬回火后的断裂韧性

Fig.6 Fracture toughness of boriding layer of direct-boriding, direct-boriding+QT, nickel-boriding and nickel-boriding+QT samples

硼的断裂韧性有显著提高,达 $5.7 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$,且经淬火+低温回火后,样品仍保持较高断裂韧性($5.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)。这说明淬火+低温回火热处理对直接渗硼层断裂韧性影响大,而对镀镍渗硼层断裂韧性影响小。

Ni_2B 的弹性模量为 288 GPa ^[9],略高于 Fe_2B ,而硬度略低于 Fe_2B ^[6,10],根据断裂韧性计算公式(1), Ni_2B 的断裂韧性高于 Fe_2B 。实际上,断裂韧性测量压痕距表面约为 $15\sim 20 \mu\text{m}$,此时渗硼相应为 $(\text{Fe}, \text{Ni})_2\text{B}$,可认为 $(\text{Fe}, \text{Ni})_2\text{B}$ 的断裂韧性比 Ni_2B 小但比 Fe_2B 大,加上渗层柱状晶间嵌入 $\gamma-(\text{Fe}, \text{Ni})$ 薄层也比 $\alpha\text{-Fe}+\text{M}_3\text{C}$ 韧性好,因而镀镍渗硼层断裂韧性高于直接渗硼。淬火+低温回火,直接渗硼层柱状晶之间的 $\alpha\text{-Fe}+\text{M}_3\text{C}$ 薄层转变成回火马氏体,使渗硼层断裂韧性降低(伴随着硬度升高),而镀镍渗硼层组织为 $(\text{Fe}, \text{Ni})_2\text{B}+\gamma-(\text{Fe}, \text{Ni})$,淬火+低温回火后组织不发生变化,只作用成局部内应力的变化,因而断裂韧性变化很小,且能保持较高数值。淬火+低温回火能有效提高过渡区和基体的强度和硬度,保证对渗硼层足够的力学支撑,是渗硼后必要的后续热处理。

3 结 论

(1) 45CrNiMoV钢经镀镍渗硼+淬火+低温回火热处理后,渗硼层断裂韧性比直接渗硼+淬火+低温回火有显著的提高。

(2) 45CrNiMoV钢镀镍渗硼淬火+低温回火热处理前后断裂韧性变化很小,而直接渗硼层淬火+低温回火热处理后断裂韧性显著降低。

(3) 镀镍渗硼层中的 $\gamma-(\text{Fe}, \text{Ni})$ 能有效缓冲外载荷冲击,提高渗硼层断裂韧性。

参考文献

- [1] 袁晓波,杨瑞成,陈华,等. 固体渗硼最佳工艺技术及其发展趋势[J]. 中国表面工程, 2003, 16(5): 5-10.
YUAN X B, YAN R C, CHEN H, et al. The optimum technologies and prospects of solid boriding[J]. China Surface Engineering, 2003, 16(5): 5-10 (in Chinese).
- [2] 程晓敏,陈铁群. 5CrNiMo钢渗硼工艺及渗硼性能的研究[J]. 武汉汽车工业大学学报, 1997, 19(1): 39-42.
CHEN X M, CHEN T Q. Study of boronizing process and mechanical properties of boronised layer on 5CrNiMo steel[J]. Journal of WuHan Automotive Polytechnic University, 1997, 19(1): 39-42 (in Chinese).
- [3] USLU I, COMERT H, IPEK M, et al. Evaluation of borides formed on AISI P20 steel[J]. Materials and Design, 2007, 28: 55-61.
- [4] ÜÇİSİK A H, BINDAL C. Fracture toughness of boride formed on low-alloy steels[J]. Surface & Coatings Technology, 1997, 94-95: 561-565.
- [5] CAMPOS I, ROSAS R, FIGUEROA U, et al. Fracture toughness evaluation using Palmqvist crack models on AISI 1045 borided steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 488: 562-568.
- [6] GOEURLOT P, FILLIT R, THEVENOT F, et al. The influence of alloying element additions on the boriding of steels[J]. Materials Science and Engineering, 1982, 55(1): 9-19.
- [7] UEDA N, MIZUKOSHI T, DEMIZU K, et al. Boriding of nickel by the powder-pack method[J]. Surface & Coatings Technology, 2000, 126: 25-30.
- [8] SISTA V, KAHVECIOGLU O, KARTAL G, et al. Evaluation of electrochemical boriding of Inconel 600[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 215: 452-459.
- [9] MAKUCH N, KULKA M. Fracture toughness of hard ceramic phases produced on Nimonic 80A-alloy by gas boriding[J]. Ceramics International, 2016, 42: 3275-3289.
- [10] 胡其平,赵清海,周建华. 碳钢模具镍-硼共渗层组织结构研究[J]. 中南矿冶学院学报, 1993(3): 354-357.
HU Q P, ZHAO Q H, ZHOU J H. Study of nickel-boronizing structure in carbon steel die[J]. Journal of Center-South Institute of Mining and Metallurgy, 1993(3): 354-357 (in Chinese).
- [11] 周建华,刘绍右,赵清海,等. 模具镀镍渗硼工艺的研究与应用[J]. 金属热处理, 1994(4): 7-11.
ZHOU J H, LIU S Y, ZHAO Q H, et al. Study and application on nickel-plating and boronizing for dies [J]. Heat Treat-

ment of Metals, 1994(4): 7-11 (in Chinese).

[12] 斯永敏, 赵清海. 镀镍渗硼层的抗热震及抗高温氧化性能[J]. 金属热处理, 1996(1): 36-38.

SI Y M, ZHAO Q H. Study on anti-hot shock and anti-high-temperature oxidation properties of nickel-plating boronizing layer[J]. Heat Treatment of Metals, 1996(1): 36-38 (in Chinese).

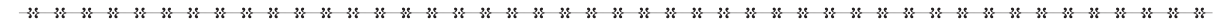
[13] 曾华梁, 吴仲达, 陈均文, 等. 电镀工艺手册[M]. 机械工业出版社, 1997: 189-205.

ZENG H L, WU Z D, CHEN J W, et al. A handbook of electroplating process[M]. Machinery Industry Press, 1997: 189-205 (in Chinese).

[14] BARTKOWSKA A, PERTEK A, POPLAWSKI M, et al. Effect of laser modification of B-Ni complex layer on wear resistance and microhardness[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 72: 116-124.

[15] RODRIGUEZ C G, CAMPOS S I, CHAVEZ G E, et al. Mechanical properties of FeB and Fe₂B layers estimated by Berkovich nanoindentation on tool borided steel [J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 215: 291-299.

(责任编辑: 王鑫)



• 本刊讯 •

第14届等离子体基离子注入和沉积国际会议将在上海召开

第14届等离子体基离子注入和沉积国际会议将于2017年10月17~20日在上海召开。会议由国际等离子体注入和沉积委员会(PBII & D International Committee)发起, 由中国科学院上海硅酸盐研究所、中国科学院上海微系统与信息研究所共同承办。

离子体基离子注入和沉积国际会议具有悠久的历史, 每两年举办一届, 自1993年在美国召开第一届会议以来, 迄今已成功举办了13届。会议涉及相关交叉学科, 包括等离子体物理、离子与材料表面的相互作用及在材料表面改性相关领域的应用等, 会议旨在为各国科研人员提供讨论等离子体离子注入和沉积技术最新研究进展的交流平台。

会议由中科院上海硅酸盐研究所刘宣勇研究员和中科院上海微系统所狄增峰研究员担任会议主席, 丁传贤院士、王曦院士和朱剑豪教授担任技术主席, 大会将邀请莱布尼茨表面改性研究所Stephan Mandl教授、广州有色院周克崧院士、悉尼大学Marcela Bilek教授等专家做演讲。会议的举办将有利于宣传我国科研工作者在等离子表面处理领域的研究成果, 扩大我国在该领域的国际影响力, 提升国际地位。

注册报名等详细信息见官方网站: <http://pbiiid2017.csp.escience.cn>