

文章编号 :1007 - 6492( 2000 )03 - 0054 - 03

钢的固体深层渗硼

朱世杰<sup>1</sup>, 赵 程<sup>2</sup>, 楼南金<sup>1</sup>

( 1. 郑州工业大学材料科学与工程系 ,河南 郑州 450002 ; 2. 郑州航空工业管理学院机械系 ,河南 郑州 450005 )

摘 要 : 采用复合催渗和调整工艺参数能较好地实现钢的固体深层渗硼 . 分析结果表明 : 渗硼层表层由 Fe<sub>2</sub>B 和 FeB 双相组成 , 向内 Fe<sub>2</sub>B 相增加 , FeB 相减少 , 渗层呈梳齿状 , 齿的前沿过渡区较宽 , 心部组织较粗大 , 表层存在疏松和孔洞 , 且随钢中含碳量增加和合金元素的含量增加 , 渗层深度下降 , 疏松和孔洞减少 , 疏松和孔洞使表层硬度低于次表层 , 其显微硬度分布有一峰值 , 渗层显微硬度分布较为平缓 .

关键词 : 深层渗硼 ; 复合催渗 ; 显微组织

中图分类号 : TG 156.8+7 文献标识码 : A

0 引言

我国自 70 年代以来 , 关于渗硼的研究在渗硼剂、渗硼工艺和机理、渗硼层的组织和性能方面取得了很大成就 , 并在工业生产中得到应用<sup>[1]</sup>. 目前应用渗硼工艺方法所获得的渗层深度约为 100 μm , 关于深层渗硼的研究不多 . 本文通过采用复合催渗的方法来提高渗硼层的深度 , 分析了影响深层渗硼的因素和渗层的组织结构 .

1 试验材料和方法

试验材料为碳钢( 20 钢、45 钢、A3 钢 ) 和合金钢( 20CrMnTi , 3Cr2W8V ). 渗硼剂由供硼剂( B<sub>4</sub>C )、活化剂( NaF )、填充剂( SiC ) 组成粉末状 , 并加入 KBF<sub>4</sub> 和 RECl<sub>3</sub> 作为复合催渗剂 , 它能同时起到活化催化作用 . 渗硼设备为高温箱式电阻炉和自制渗硼箱 .

试验方法 : ①通过正交试验和单因素试验选择渗剂的成分和配比 ; ②用金相显微镜、X 射线衍射分析仪分别观察和分析渗层的金相组织、相组成并测量渗层深度 ; ③用显微硬度计测量渗硼层表层的显微硬度及其沿渗层方向的分布 .

2 深层渗硼的实现

化学热处理包括分解、吸收、扩散 3 个彼此配

合、互相交叉进行的过程 . 在实际生产中由于受到渗剂成分和工艺参数等诸多因素的影响 , 上述 3 个过程在整个化学热处理过程中所起的作用不完全一样 , 难以平衡 , 所以要增加渗层深度 , 必需从优化渗剂成分和工艺参数两方面入手 . 为实现深层渗硼 , 一方面通过优化渗剂并加入稀土催渗剂 , 稀土可以 : ①促进供硼剂的分解 , 提供更多的活性硼原子 ; ②通过净化工件表面和消除工件表面钝化膜来改变工件表面的活性状态 , 增加表面吸附、吸收活性硼原子的能力 ; ③稀土原子渗入渗层 , 引起晶格畸变 , 促进活性原子在渗层中的扩散<sup>[2]</sup>. 另一方面通过提高渗硼温度和延长保温时间来提高渗层深度<sup>[3]</sup>. 提高温度 , 使硼原子在 γ - Fe 中的扩散能力增强 , 硼原子容易从表层向内层扩散 , 但温度过高会引起晶粒粗化 , 工件变形增大 , 延长渗硼时间可以提高层深 , 但随着时间延长渗层层深的增加量越来越小 . 因此通过提高温度和延长时间来实现渗层深度增加是有限的 , 必须同时优化渗剂和调整工艺参数 , 使分解、吸收、扩散 3 个过程协调进行 , 才能有效地提高渗硼层深度 .

3 试验结果与分析

3.1 渗剂的优化选择

经过正交试验和单因素试验 , 优化选择了稀土催渗剂的种类及其加入量 , 供硼剂、活化剂、填

收稿日期 : 2000 - 04 - 20 ; 修订日期 : 2000 - 05 - 26

基金项目 : 河南省科技攻关项目( 971130209 )

作者简介 : 朱世杰( 1966 - ) , 男 , 河南省永城市人 , 郑州工业大学工程师 , 硕士 , 主要从事化学热处理方面的研究 .

充剂的种类和它们的配比,结果为:13%~15%  $B_4C$  + 10%  $KBF_4$  + 5%  $NaF$  + 12%~15%  $ReCl_3$  + 余量  $SiC$ .应用该配方对 20 钢采用不同工艺渗硼所获得的渗硼层深度如表 1 所示.表中数据表明,在渗剂中添加适当种类、适当数量的氯化稀土和渗硼剂中的其他化合物形成复合催渗,能够较好地实现深层渗硼.

表 1 20 钢的渗硼层深度  $\mu m$

时间/h	温度		
	910 ℃	930 ℃	950 ℃
6	214.6	229.6	286.2
8	255.8	270.4	333.6
10	283.4	303.6	369.6

### 3.2 工艺参数对渗层深度的影响

表 1 中的数据显示,随着渗硼温度提高,渗硼层深度显著增加.这是由于温度升高,硼原子的扩散系数增加,在渗层中的扩散能力增强,渗速加快.20 钢在相同时间、不同温度下渗硼,渗硼温度由 910 ℃ 提高到 930 ℃,层深增加 15~20  $\mu m$ ;而从 930 ℃ 提高到 950 ℃,层深增加 57~66  $\mu m$ .在同一温度下采用不同的时间渗硼,随时间延长,渗层深度增加,基本上符合抛物线规律.这说明采用复合催渗的方法进行深层渗硼,其渗硼过程仍然符合化学热处理的一般规律.

### 3.3 钢的成分对渗层深度的影响

表 2 和表 3 为不同钢种在 950 ℃ 条件下所获得的渗层深度.表中数据表明,随着钢中含碳量增加,渗层深度下降,这主要是由于碳对硼原子的扩散和硼化物的生长起阻碍作用.钢中含有合金元素将使渗层深度下降,且合金元素含量越多,渗层深度下降越多.

表 2 不同钢种渗硼 8 h 后的渗层深度  $\mu m$

钢种	20	45	A3	20CrMnTi	3Cr2W8V
层深	333.6	297.2	316.8	267.4	128.8

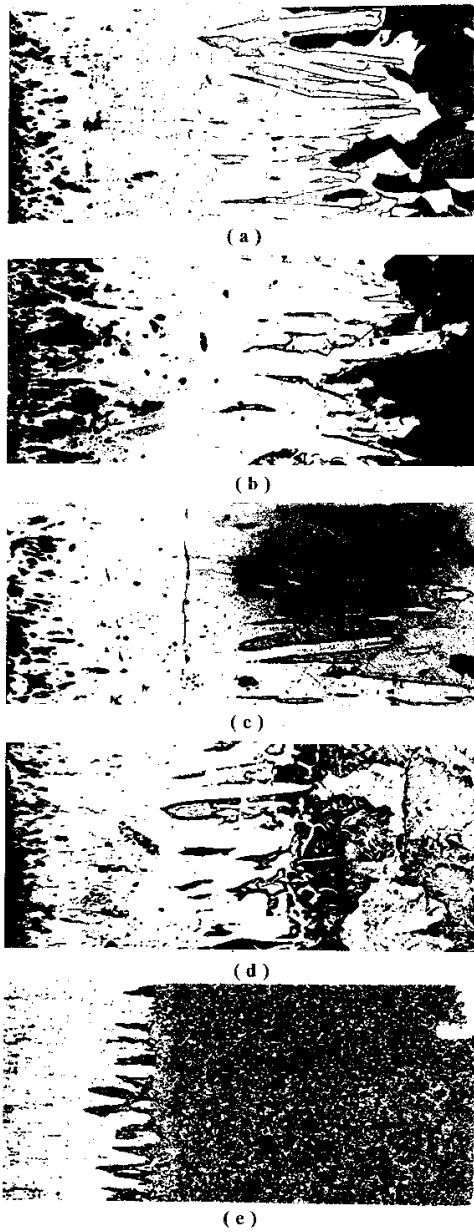
表 3 不同钢种渗硼 10 h 后的渗层深度  $\mu m$

钢种	20	45	A3	20CrMnTi	3Cr2W8V
层深	369.6	349.6	359.4	297.0	145.2

### 3.4 渗层的金相组织和相结构

图 1 中(a)~(e)为不同钢种经 950 ℃ × 8 h 渗硼后的金相组织.从图中可以看出,碳钢的渗层深度远远大于合金钢的渗层深度,渗硼层呈梳齿状,齿较粗大,表层存在疏松和孔洞,但随着钢中合金元素增加,表面疏松减轻,孔洞减少,硼化物齿部前沿有一过共析过渡层且较宽;同时,随温度

升高,心部基体组织晶粒粗化,因此,在保证渗层深度条件下,应尽量降低渗硼温度.



(a) 20 钢; (b) 45 钢; (c) A3 钢;  
(d) 20CrMnTi 钢; (e) 3Cr2W8V 钢

图 1 钢的渗硼组织 200 ×

渗硼层疏松和孔洞的形成主要是由于高温条件下空位迁移、 $S_i$  原子扩散及渗剂中气体原子进入共同作用的结果<sup>[4]</sup>.在深层渗硼温度下,渗硼钢中存在一定量的空位,在渗硼层生长时,由于渗硼层中不溶硅把  $S_i$  原子排向内层,  $S_i$  原子向内层扩散的同时,空位向渗层扩散,大量空位向渗层扩散就形成了空位的聚集区,通常位于晶界或相界面处,形成显微孔核.同时由于高温下晶界弱化,渗剂反应产生某种气体原子沿晶界、相界或其他缺

陷扩散进入显微孔核,复合成气态分子,从而使孔核长大形成孔洞.在外界因素作用下,较小的孔洞可自发复合形成较大的孔洞.另外,钢件表面的一些地方被渗剂中某些物质腐蚀形成点蚀坑,即表现为在表面某些部位具有一定深度且非封闭的孔洞.钢中含碳量增加,在孔洞附近形成  $\text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$  量越多,疏松和孔洞减轻,而渗硼温度升高、空位、 $\text{S}_i$  原子及其他原子扩散系数增大,更易形成孔洞.

用 X 射线衍射分析仪对 20 钢渗硼层进行物相分析,渗层为  $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{FeB}$  双相层;表层和次表层为  $\text{Fe}_2\text{B} + \text{FeB} + \text{Fe}_3\text{N} + \text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ ,齿部为  $\text{Fe}_2\text{B} + \text{Fe}_3\text{C} + \text{Fe}_3(\text{C},\text{B}) + \alpha - \text{Fe}$ ;硼化物齿前沿为  $\text{Fe}_3\text{C} + \alpha - \text{Fe}$ ,内部主要为  $\alpha - \text{Fe}$ .齿部有  $\text{Fe}_3\text{C} + \text{Fe}_3(\text{C},\text{B})$ 是由于碳原子在硼原子扩散和硼化物生长过程中被排向内层,形成富碳区;齿的前沿形成  $\text{Fe}_3\text{C}$  而心部组织中  $\text{Fe}_3\text{C}$  含量较少,说明过渡层中含碳量高于基体.其中碳来源于两个方面:一是渗剂中某些物质反应分解产生活性碳原子渗入渗层;二是由于钢中碳原子被排挤向内层的结果.

3.5 渗硼层的显微硬度及分布

用显微硬度计对 45 钢渗硼试样(采用  $950\text{ }^{\circ}\text{C} \times 8\text{ h}$  渗硼)测量显微硬度,使用载荷为  $0.98\text{ N}$ ,结果见表 4.表中数据显示,渗硼层表层硬度低于次表层的硬度,即沿渗硼层由外向内显微硬度分布上有一峰值.造成显微硬度这种分布趋势的主要原因是渗层表层存在疏松和孔洞.但由于硼化物齿前沿过共析过渡层较宽,使得渗硼层的显微硬度分布趋势相对较为平缓,硼化物层与基体的结合较为牢固,提高了基体对硼化物层的支撑能力.

20 钢, A3 钢,  $20\text{CrMnTi}$  钢渗硼层显微硬度分布趋势与 45 钢相似.

表 4 45 钢渗硼层显微硬度

距表面距离/ $\mu\text{m}$	20	100	180	260	320	400	480	500
显微硬度/HV	1396	1690	1873	1698	1159	413	314	207

4 结 论

(1) 优化选择了深层渗硼剂的成分,采用复合催渗法和调整工艺参数能够较好地实现深层渗硼.

(2) 工艺参数对深层渗硼的影响符合一般规律,钢的成分对渗硼影响较大,随着钢中含碳量和合金元素含量的增加,渗层深度下降.

(3) 渗层组织呈梳齿状,由  $\text{Fe}_2\text{B}$  和  $\text{FeB}$  双相组成,且由外向内  $\text{Fe}_2\text{B}$  相的相对含量增加,  $\text{FeB}$  相减少,碳钢表层存在疏松和孔洞,硼化物齿前沿有明显的过共析过渡区.

(4) 45 钢渗硼层显微硬度分布较为平缓,但表层的硬度低于次表层,即在分布上有一峰值.

参考文献:

[1] 孙希泰,李木森.固体渗硼的发展概况[J].金属热处理,1995(7):5-7.  
[2] 冯承明,许 斌.渗硼过程的稀土催渗与共渗研究进展[J].金属热处理,1995(7):3-4.  
[3] 柳祥训,钟华仁,张淑芳.化学热处理问答[M].北京:国防工业出版社,1991.181-197.  
[4] 王 超,倪振尧.渗硼层疏松的影响因素及产生机制[J].金属热处理,1985(3):21-27.

Pack Deep Case Boriding of Steel

ZHU Shi-jie<sup>1</sup>, ZHAO Cheng<sup>2</sup>, LOU Nan-jin<sup>1</sup>

(1. Department of Materials Science & Engineering, Zhengzhou University of Technology, Zhengzhou 450002, China; 2. Department of Machinery, Zhengzhou Institute of Aeronautical Industry Management, Zhengzhou 450005, China)

**Abstract** In this paper, the pack deep case boriding can be realized by using compound energizer and adjusting processing parameters. The microstructure of boride layer is composed of dual phase ( $\text{Fe}_2\text{B}$  phase and  $\text{FeB}$  phase). The relative content of  $\text{Fe}_2\text{B}$  phase increases and that of  $\text{FeB}$  phase decreases in internal layer. The transitional zone becomes wider in front of boride needles. There are porosity and cavities in surface layer and the number of porosity and cavities decrease with the content of alloy-elements increasing. The microhardness gradient is gentle.

**Key words** deep case boriding; compound energizing; microstructure