

模具钢的渗硼工艺和组织与多冲压缩性能

吴惠贞 吴洛平 陈子文

(精密机械工程系)

摘要 本文从多冲压缩抗力角度讨论了模具钢渗硼工艺和金相组织. 结果指出: 模具钢渗硼层在多次冲击压缩载荷下发生一定的塑性变形. 渗硼组织中单相硼化物 Fe_2B 具有较好的塑性和较高的多冲抗力. 提出获得渗硼层中单相硼化物 Fe_2B 的热处理工艺.

关键词 渗硼工艺, 显微组织, 冲击压缩

0 前言

近代机电、运输、轻工、国防工业等部门广泛采用和发展了少、无切削加工工艺, 促使模具制造业迅速地发展. 模具钢是制造模具的主要材料, 改善模具表面层的性能, 可以进一步提高模具的使用寿命, 也可以节约高合金钢材, 获得较大的经济效益. 渗硼处理是模具制造业中一项比较有效的化学热处理工艺^[1]. 渗硼处理的零件不但表层硬度高, 耐磨性好, 而且还有一定的热硬性和耐蚀性^[2]. 由于渗硼层的脆性限制了渗硼工艺的进一步推广使用^[3], 降低渗硼层的脆性仍然是模具制造中所期望的. 为了防止渗硼模具在服役过程中发生脆性破坏, 可以从两方面着手, 即调整控制渗硼层的组织状态和合理设计和使用渗硼模具. 渗硼层的抗拉强度要比抗压强度低得多, 在“硬”的应力状态下易发生脆性断裂, 在“软”的应力状态下断裂前能显示出一定的塑性. 为此我们拟采用较“软”的应力状态, 对渗硼模具钢的机械性能进行测定分析, 为扩大材料渗硼工艺的使用范围提供依据.

1 试验内容及方法

1.1 渗硼处理及渗硼层厚度测量

试验材料: 20 钢, 45 钢, T10, 40Cr, GCr15, 3Cr2W8, Cr12, Cr12MoV. 渗硼剂: 硼铁-氟硼酸钾-碳酸氢铵-氧化铝等固体渗硼剂和硼砂-三氧化二铬-铝粉等液体渗硼剂. 渗硼层厚度测量: 试样在金相显微镜下放大 400X, 测出硼化物层最长与最短齿高数值的算术平均值, 作为渗硼层的深度^[4].

本文 1991-03-14 收到.

1.2 多次冲击压缩试验

用尺寸为 $25 \times 25 \times 100\text{mm}$ 试样在 DC-150A 试验机上进行, 试样装夹如图 1. 冲击滚珠经附加处理的 $\phi 12.7\text{mm}$ 钢球, 试验机冲击能量 $A=1.614\text{J/次}$, 冲击频率 450次/min . 每冲击一定次数后, 即将试样取下, 用装有 $r=1\text{mm}$ 圆头的千分卡测量其压窝深度. 作出压窝下凹深度 $t_{\text{凹}}$ 与冲击次数 N 关系曲线.

2 试验结果及讨论

2.1 渗硼钢多冲压缩性能

多次冲击压缩载荷系接触载荷, 它仅作用于表面及其表层一定深度的局部部位, 试验方法类似于动态压入测量硬度法, 它能反映材料的微量塑性变形和大量塑性变形的抗力. 我们选用 GCr15 和 40Cr 渗硼试样进行了多冲压缩对比试验. 图 2 为 GCr15 和 40Cr 钢不同渗硼组织的多冲压缩次数 (N) 与相应的残留塑性变形 ($t_{\text{凹}}$) 的关系曲线, 其中 N_k 为渗硼层脆性剥落时的冲击次数, 表示渗硼试样的寿命. $t_{\text{凹}}$ 用压窝下凹深度来度量. 图 3 为出现裂纹的周次与下凹深度的

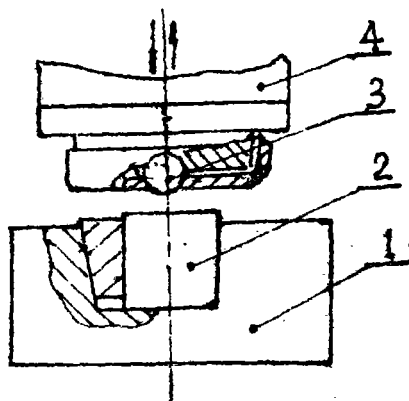


图 1 试验装置示意图

1——底座; 2——试样; 3——滚珠; 4——冲头

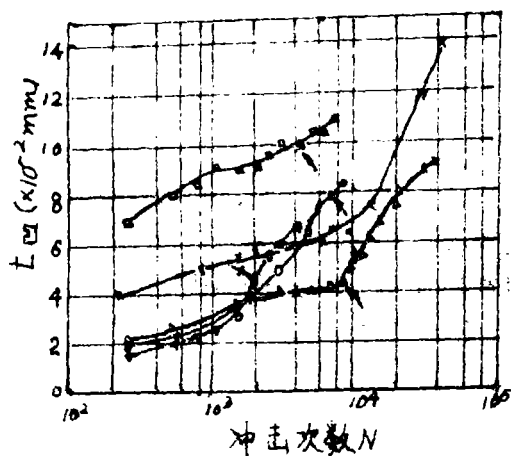


图 2 渗硼后组织与多冲压缩性能的关系 ($A=1.614\text{J}$)

□——40Cr 单相硼; ×——GCr15 未渗硼; △——GCr15 单相硼;
▽——GCr15 双相硼; ○——GCr15 双相扩散为单相硼

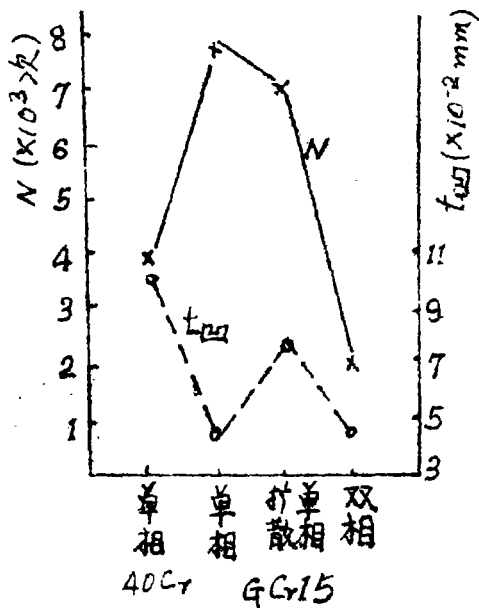


图 3 多冲压缩时, 不同状态材料出现裂纹的周次与下凹深度

数值. 多冲压缩 l_m-N 曲线, 大体上可以分为 III 阶段, 起初, 塑性变形随冲击次数变化很大, 即 dl_m/dN 大, 第 I 阶段变化比较平缓, 第 III 阶段 dl_m/dN 迅速增大, 渗硼试样发生破裂. 图 2 曲线上用箭头指示的该黑点系渗硼层破裂时的相应周次和下凹深度. 因此, 曲线的第 I 阶段是变形随冲次相对稳定阶段, 对模具材料来说是最可宝贵的阶段, 第 I 阶段的长短基本上决定了试样的寿命.

从图 2 可看出, 表层具有单相组织的 GCr15 试样比 Fe_2B+FeB 双相的有多冲寿命 (二者相差 4 倍) 和最小的下凹变形 (图 3). 由双相组织经扩散处理获得单相者, 多冲寿命基本上与直接获得单相组织者相似, 前者稍低的原因在于表面存在微量的脱硼层. 试验指出, 对于承受多次冲击载荷的模具, 表面获得单相的 Fe_2B 组织将具有较高的使用寿命.

多冲压缩试验的下

凹深度一定程度上表征

了渗硼层和过渡区的塑

性变形抗力. 解剖分析

了多冲试样, 观察渗硼

层沿压窝周围的变化.

图 4 金相照片表示压窝

处断面的一半, 可见在

冲击能量为 $A=1.614J$

经受 7000 次冲击, 试样

发生了 0.11mm 的下凹

塑性变形, 压窝及其附

近表面依然连续复盖有渗硼层. 这一事实说明在多冲压缩的应力作用下, Fe_2B 经历了由平面到球面的塑性变形过程, 压窝中有部分位置的渗硼层已发生裂纹直至剥落, 故在该处的层深看来相对减薄.

在多冲压缩载荷下, 渗硼层会发生塑性变形, 但相对于过渡区的组织来说仍然是属于脆性相. 因此, 它在整个下凹塑性变形中仍占有很少的一部分, l_m 的数值主要取决于过渡区, 过渡区的变形抗力和塑性变形抗力对渗硼试样多冲性能起主要作用. GCr15 比 40Cr 的渗硼试样具有高的抗冲击次数和小的 l_m , 在于 GCr15 过渡区 (硬度 $HRC53-55$) 具有比较高的变形抗力; 40Cr 淬火后过渡区 ($HRC45$) 变形抗力较低而塑性变形能力大的缘故.

多冲压缩试验说明, 虽然渗硼试样表层比较脆, 需要适当改善渗硼层的韧性, 但就整个过渡区和基体而言, 仍然是在提高强度前提下, 适当增加塑性, 韧性, 才是提高多冲抗力的途径.

2.2 获得单相渗硼层的途径

为了提高模具钢渗硼层的强韧性, 可以采取各种措施 (如选择渗硼剂, 适当的渗硼温度、时间) 使渗硼后直接形成单相 Fe_2B 层. 若因某种因素的影响获得含有 FeB 组织的渗硼层时其脆性相对增大. 我们采用在石墨粉中或在硼砂浴中或在已使用多次的旧渗硼剂中进行扩散处理, 使表层转变成单相 Fe_2B 组织. 加热至 $850^{\circ}C$ 保温 0.5—3.0h, 发现试验用的八种材料均能获得单相 Fe_2B 组织, 碳钢处理的效果比合金钢要好, 一般保温 0.5—1.0h 后即可消除 FeB 组织, 高合金钢所需的扩散时间要长些.

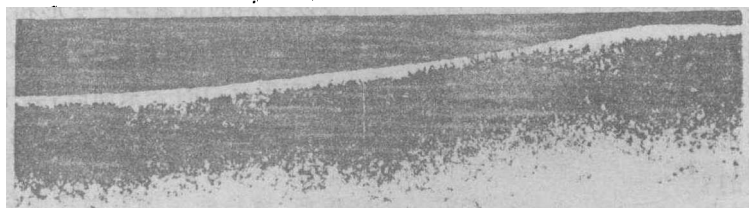


图 4 40Cr 多冲压缩试样压窝处渗硼层分布 100X

图5为T10钢渗硼后扩散时间对组织的影响。T10钢经880℃,4h固体渗硼后为双相组织,通过在石墨粉中850℃扩散处理,双相组织逐渐消失形成单相 Fe_2B 组织。图6为Cr12渗硼后扩散时间对组织的影响。Cr12经900℃保温6h液体渗硼后得到双相组织,通过在硼砂中扩散1—2h即可形成单相 Fe_2B 组织,保温3h则出现脱硼层组织。如果使渗硼层扩散的加热温度太高也容易出现脱硼层。如图7为明显的脱硼层组织,经电子显微镜分析,脱硼层是含微量硼的Fe-C固溶体(图8)。



图5 T10钢渗硼扩散时间对组织的影响 400X

(a)未扩散;(b)扩散0.5h;(c)扩散2h

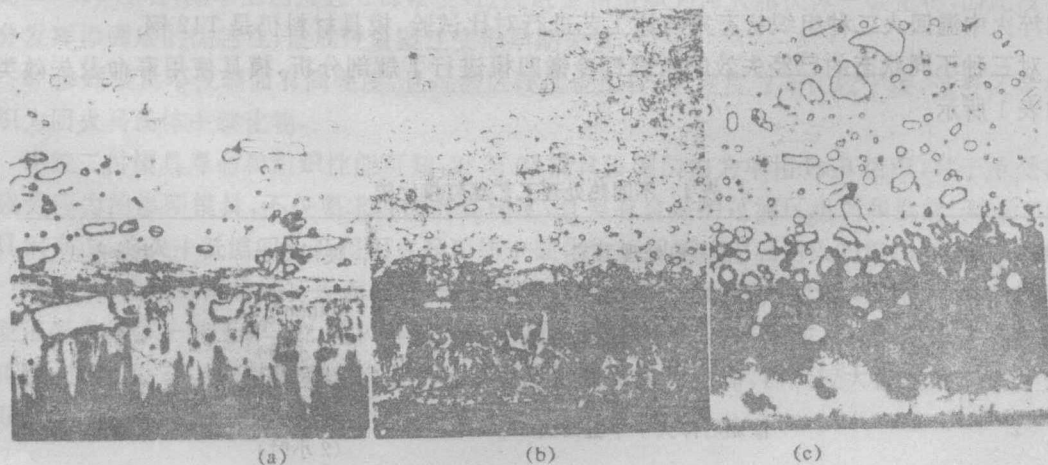


图6 Cr12钢渗硼扩散时间对组织的影响 400X

(a)未扩散;(b)扩散1h;(c)扩散3h

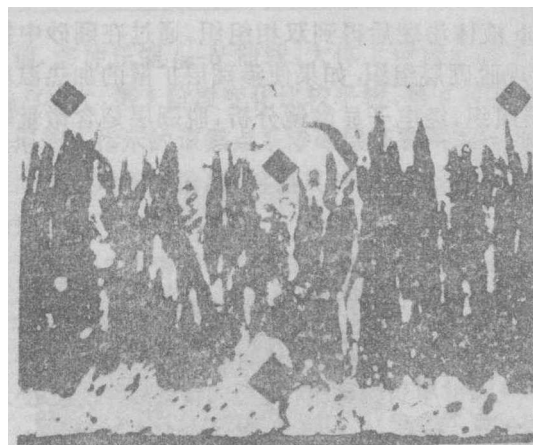


图 7 脱碳层组织 400X



图 8 脱碳层电子金相 9000X

脱碳层的出现、厚度与扩散处理的介质,保温温度、时间等有关,比较三种扩散介质结果发现,试样在旧渗硼剂中进行扩散处理,出现疏硼层的机率较小.根据不同材料选择扩散工艺,脱碳层是可以避免的.脱碳层中经常出现疏松孔洞,这对渗硼零件机械性能的影响说法不统一.多数人认为,疏松孔洞使渗层的脆性增加耐磨性下降,同时也是裂纹萌生和扩展导致龟裂、剥落失效的一种因素^[6,7].也有人认为,疏松孔洞可以存贮润滑油提高耐磨性.看来孔洞还是越少越好,要控制脱碳层的产生.

2.3 渗硼模具寿命与过渡区组织的关系

生产木螺丝钉坯的丝钉模,是一种典型的承受多次冲击、磨损的冷锻模具,要求模具具有足够的多冲抗力,一定的硬度、耐磨性以及强韧性.为了提高模具使用寿命,我们在分析模具的服役条件和失效形式的基础上,采用了渗硼工艺.为改善渗硼模具的强韧性,采用淬火低温回火和淬火中温回火二种组织状态来与原工艺进行对比试验,模具材料仍是 T12 钢.

对三种不同状态的已经失效的木螺钉冷锻凹模进行了解剖分析,模具使用寿命及失效类型如表 1 所示.

表 1 不同热处理工艺丝钉模比较

编 号	模具热处理工艺	使用寿命	失效形式
1 [#]	某工厂原始工艺	38000 次 (4 小时)	磨损
2 [#]	渗硼后淬火+中温回火	19000 次 (2 小时)	塌陷
3 [#]	渗硼后淬火+低温回火	210000 次 (22 小时)	剥落

可见通过适当渗硼处理的3[#]模具的使用寿命有明显提高,相当于未渗硼的五倍,最终以剥落方式失效。渗硼层剥落后,则在受冲击的情况下,裂纹沿着渗硼层剥落处继续向内部组织扩展(图9)。但2[#]模具冲制毛坯19000件后,表层却因过量塑性变形(塌陷)而失效,寿命甚至还低于未渗硼者。经解剖分析并测定其截面硬度,结果如图10所示。

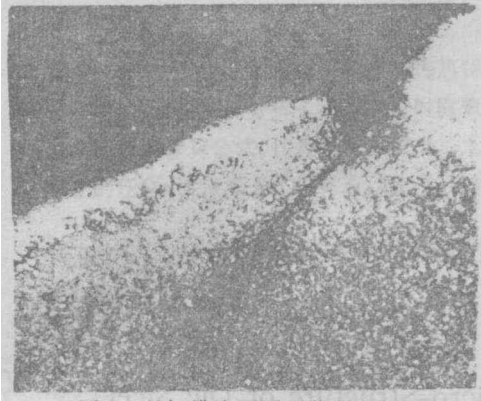


图9 丝钉模渗硼层剥落裂纹扩展

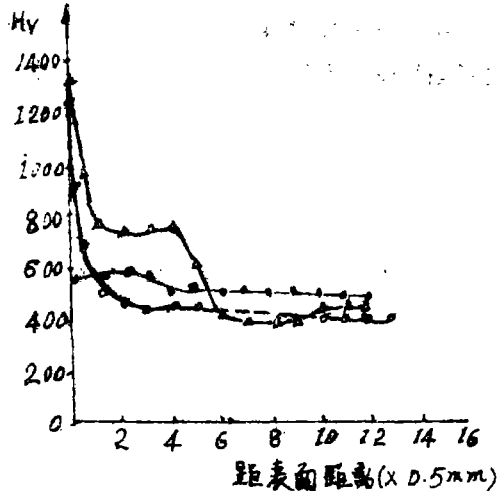


图10 不同热处理状态模具表心硬度分布

—●— 1[#]模具, —○— 2[#]模具, —△— 3[#]模具

由此看出,2[#]渗硼模具虽然获得高硬度的渗硼表面,但硬度沿截面分布过渡很陡,过渡区硬度值为HV450左右,基本上已接近心部硬度,过渡区金相组织为回火屈氏体+碳化物,因此没有充分发挥渗硼层的优越性,造成过量塑性变形早期失效。

3[#]渗硼模具不仅表面有高硬度,且过渡区硬度也比较高,硬度分布比较平缓,过渡区金相组织为回火马氏体+碳化物。

比较二付模具寿命和组织性能可知,2[#]与3[#]模具渗硼层均为单相Fe₂B组织,对于承受冲击疲劳应力的渗硼模具,不仅要求表面有高硬度,且要有合适的过渡区组织和性能。对于T12模具钢来说,淬火+低温回火获得回火马氏体+碳化物组织要比中温回火的组织寿命高。

几年来,我们对模具进行表面强化,应用渗硼技术,在不同的工厂对提高不同模具和零件的使用寿命做了一些工作。如:电机硅钢片冲制用的定位头;模具的导柱、导套;电风扇零件的压铸模;凸轮,钻套,丝钉模,粉末冶金制品模等应用表面渗硼处理,都能较大幅度地提高了使用寿命。

3 结论

1)多次冲击压缩载荷系接触载荷,它仅作用于表面及一定深度的局部载荷,试验方法类似于动态压入测定硬度法。加载方式又比多冲弯曲为更“软”的应力状态。试验表明,多冲压缩载荷能比较近似地反映冷变形模具钢的服役条件(尤其是冷微模具),可以作为衡量冷变形模具

钢动强度性能的参考指标.

2)在相同的渗硼条件下,碳钢和低合金钢比高合金钢容易获得单相 Fe_2B 渗层组织.一旦出现双相渗硼层组织,可采用在不同介质中加热扩散法消除两相中的 FeB 相,使渗硼层成为单相 Fe_2B 组织以减小其脆性,扩散工艺合理可避免产生脱硼层.

3)渗硼模具的热处理工艺,可调整过渡区和心部组织和性能,渗硼层与基体之间应有合理的过渡区组织以发挥材料性能潜力.室内试验和实践都证实过渡区硬度低将使模具发生凹陷,产生过量塑性变形而失效,过高则使模具发生早期脆性破裂.

参 考 文 献

- [1] 姜祖贻等,模具钢,冶金工业出版社,(1988).
- [2] 姜仲硕等,扩大渗硼工艺的探讨,金属热处理,6(1986).
- [3] 赵建生等,对渗硼层脆性几种测试方法的评价,金属热处理,12(1990).
- [4] 西独,关于渗硼,铸锻造,9(1973).
- [5] 吴鲁周等,渗硼层的观察与分析,金属热处理,2(1987).
- [6] 吴宝善等,固体渗硼层中孔洞成因的探讨,金属热处理学报,2(1985).

Boron-Doping Technology and Micro-Structure of Die Steel and Its Resistance to Repeated Shock Compression

Wu Huizhen Wu Luoping Chen Ziwen

(Department of Precision Mechanical Engineering)

Abstract The boron-doping technology and metallurgical micro-structure of die steel are discussed from the angle of its resistance to repeated shock compression. The results are summarized as follow: A certain plastic deformation occurs in boron-doped layer of die steel bearing repeated shock compressive loads. The single phase boride Fe_2B in boron-doped structure has a better plasticity and a higher resistance to repeated shock compression. A heat treating technology is presented for obtaining the single phase boride Fe_2B in boron-doped layer.

Key words boron-doping technology, micro-structure, shock compression