

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2021.06.009

淬火保温时间对高硼高速钢组织和硬度的影响

陈翰韬¹, 马胜超², 罗洋¹, 汪婕¹, 邢建东¹, 马胜强¹

(1.西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 陕西西安 710049; 2.中航工业陕西航空电气有限责任公司, 陕西兴平 710065)

摘要:传统高速钢有大量昂贵合金元素来形成高硬度碳化物, 而用硼元素来替代昂贵金属元素形成高硬度硼化物是一种经济可行的方法, 从而开发出新型高硼高速钢。借助扫描电子显微镜、X射线衍射仪、洛氏硬度计等研究了B含量为1.5%、C含量为0.4%的高硼高速钢铸态及淬火后的组织与性能。结果表明, 铸态高硼高速钢由铁素体、珠光体、硼化物和少量马氏体组成, 硼化物呈网状及鱼骨状分布于金属基体, 组织中的硬质相主要由 M_2B 、 $Fe_3(C,B)$ 、 $M_6(C,B)$ 组成。淬火后, 部分硬质相出现断网和溶解。当淬火保温时间不超过2 h时, 部分小颗粒硼碳化物溶入基体, 边缘发生钝化, 合金硬度显著提高。当保温时间超过3 h后, 硼碳化物溶解严重, 残余奥氏体增多, 导致宏观硬度出现下降。

关键词:高硼高速钢; 合金元素; 硼化物; 硬度

中图分类号: TG156; TG113

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2021)06-0482-04

Effect of Quenching Holding Time on Microstructure and Hardness of High Boron High Speed Steel

CHEN Hantao¹, MA Shengchao², LUO Yang¹, WANG Jie¹, XING Jiandong¹, MA Shengqiang¹

(1. Xi'an Jiaotong University, State Key Laboratory For Mechanical Behavior Of Metaterials, Xi'an 710049, China; 2. Avic Shaanxi Aero Electric Co.LTD, Xingping, 710065, China)

Abstract: The microstructure and properties of high boron high speed steel with B content 1.5% and C content 0.4% were studied by means of scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD) and Rockwell hardness tester. The results show that the as-cast high boron high speed steel is composed of ferrite, pearlite, boride and a small amount of martensite. The borides are distributed in the metal matrix in the form of mesh and fishbone. The hard phase in the structure is mainly composed of M_2B , $Fe_3(C,B)$ and $M_6(C,B)$. After quenching, part of the hard phase appears broken and dissolved. When the quenching holding time is less than 2 h, some small boron carbide particles dissolve into the matrix, passivation occurs at the edge, and the hardness of the alloy is significantly increased. When holding time exceeds 3 h, the boron carbide dissolves seriously, the residual austenite increases, and the macro hardness decreases.

Key words: high-boron high-speed steel; alloying element; borides; hardness

高速钢由于高硬度、好的红硬性以及优异的耐磨性, 近年来作为耐磨材料被广泛应用于冶金、交通、电力、矿山、模具等各个领域^[1]。但传统高速钢需要添加锰、钨、镍、钼等大量昂贵合金元素, 导致成本较高^[2]。B元素在我国拥有丰富的储量, 而且高硼铁基合金不仅具有良好的淬透性与红硬性^[3], 并且生产成本便宜, 熔炼工艺简单, 因此用B元素代替昂贵的合金元素是一种经济可行的方法^[4]。

高硼高速钢铸态组织主要包括基体和硼化物硬质相, 同时少量合金元素使得基体上分布着硼碳化物^[5], 材料保证基体强韧性特征的同时, 又具有很高的硬度和良好的耐磨性能能得到较好的匹配。但高硼高速钢中由于硼化物呈片状或网状, 对基体割裂较为严重^[6], 导致韧性较差, 在使用过程中基体与硼化物耐磨协同性差, 必须通过一定的热处理工艺改善硼碳化物形态和基体的硬韧性, 使网状硼碳化物呈孤立分散状态, 减轻对基体的割裂^[7], 并促进基体的进一步强化。本文作者对B含量为1.5%、C含量为0.4%的高硼高速钢进行研究。

1 实验材料及方法

熔炼铸造铁硼合金的原料有硼铁、纯铁、钒铁、钼铁、铬铁、钨铁。采用 DGF-R-52-2 型中频感应电炉进行熔炼。采用砂型铸造, 获得铸态 Y 型试样。粘

收稿日期: 2021-04-19

基金项目: 国家自然科学基金(51771143、52071254、xzy012020002)

作者简介: 陈翰韬(1996—), 黑龙江大庆人, 博士生。研究方向: 定向凝固高硼高速钢。

通讯作者: 马胜强(1982—), 陕西洋县人, 副教授, 博士生导师。研究方向: 先进耐磨及耐蚀材料。

Email: sqma@mail.xjtu.edu.cn

结剂为水玻璃,浇铸前进行充分烘干。原料的加入顺序为,先加废钢、生铁,待熔化后再加入少量低碳铬铁、钼铁和钒铁等,待炉温接近出炉温度时加铝丝脱氧后再加入硼铁,尽量减少其氧化烧损。待钢铁均匀化后浇入砂型。本论文所确定的熔炼温度为 1 510~1 540 °C,浇铸温度为 1 410~1 440 °C。浇铸完成后,将一层珍珠岩覆盖在冒口表面,以达到保温效果,使得冒口能够顺利进行补缩。

表1 高硼高速钢成分设计 w(%)

Tab.1 Composition design of high-boron high-speed steel

元素	C	B	Mn	W	V	Cr	Mo	Ti	Si
含量	0.40	1.50	0.65	1.20	0.50	4.80	0.65	0.08	0.60

试样切块在 1 050 °C 下进行淬火,保温时间分别为 1、2、3、4 h,淬火方式为水淬。采用 HITACHI SU3500 型扫描电子显微镜对含高硼高速钢组织进行观察,采用 X 射线衍射仪对高硼高速钢铸态及淬火后组织进行物相分析,利用 SNR-145N 型洛氏硬度计对高硼高速钢试样进行洛氏硬度测定,硬度仪压头为 120°金刚石圆锥形压头,载荷设定为 1 470 N,保压时间设定为 10 s。

2 实验结果及分析

2.1 高硼高速钢铸态组织

由 Fe-B 相图^[8]可知,在亚共晶区,当合金温度

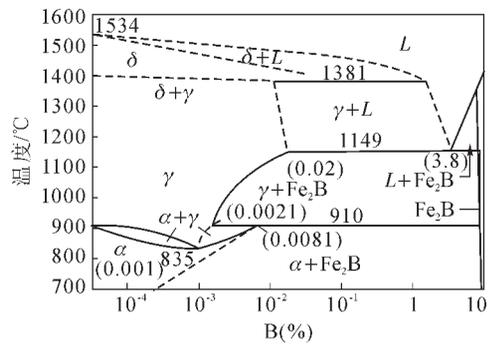
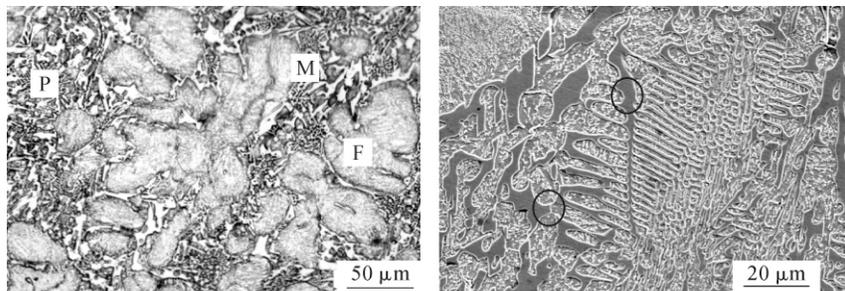


图 1 Fe-B 合金二元平衡相图

Fig.1 Binary equilibrium phase diagram of Fe-B alloy

从 1 149 °C 降至液相线以下时,γ 相从液相中不断析出。在 1 149 °C 发生共晶反应,生成奥氏体与共晶碳化物 Fe₂B。由于 B 在 γ 相中溶解度很低,随着温度的降低,硼在 γ 相中的溶解度也随着温度降低,因此不断有 B 元素以化合物的形式从 γ 相中析出^[9],以二次 Fe₂B 相的形态分布在奥氏体晶界处。最终 γ 相发生共析反应,生成铁素体和珠光体。

由光学显微照片可以看出,高速钢铸态组织应为铁素体、珠光体、网状硼化物和马氏体组成(如图 2)。铁素体和珠光体由 γ 相转变而成,基体中的马氏体有利于提高高速钢的硬度,从而提高耐磨性能。由扫描电镜图可以清楚看出硼化物呈连续网状及鱼骨状结构分布在基体上。由 XRD 图可以看出,铸态组



(a)光学组织

(b)扫描电镜组织

图 2 铸态高硼高速钢组织结构

Fig.2 Microstructure of as-cast high-boron high-speed steel

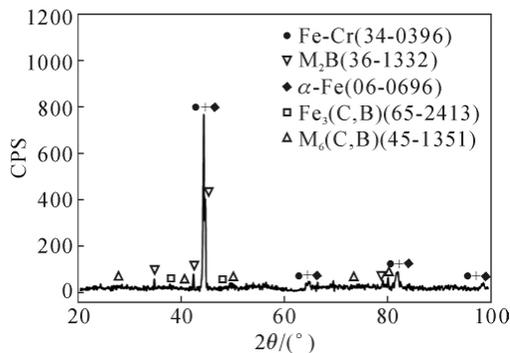


图 3 铸态高硼高速钢 XRD 衍射图

Fig.3 XRD diffraction pattern of as-cast high boron high speed steel

织中的硼碳化物主要由 M₂B、Fe₃(C,B)、M₆(C,B) 组成,硼碳化物主要以含硼渗碳体、M₆(C,B) 碳化物形式存在。

2.2 淬火保温时间对高速钢的影响

文献表明^[10],高硼高速钢淬火温度为 1 050 °C 效果最佳,本体淬火温度选定为 1 050 °C,并在该温度下进行保温,保温时间分别为 1、2、3、4 h,保温后进行水淬,并对分析不同淬火保温时间对高速钢组织和性能的影响。不同保温时间后的组织图如图 4。可以看出,不同保温时间后的高速钢组织均转变为板条状马氏体,与铸态高硼高速钢基体相比,淬火后基体中的马氏体含量明显上升,从而使高速钢整

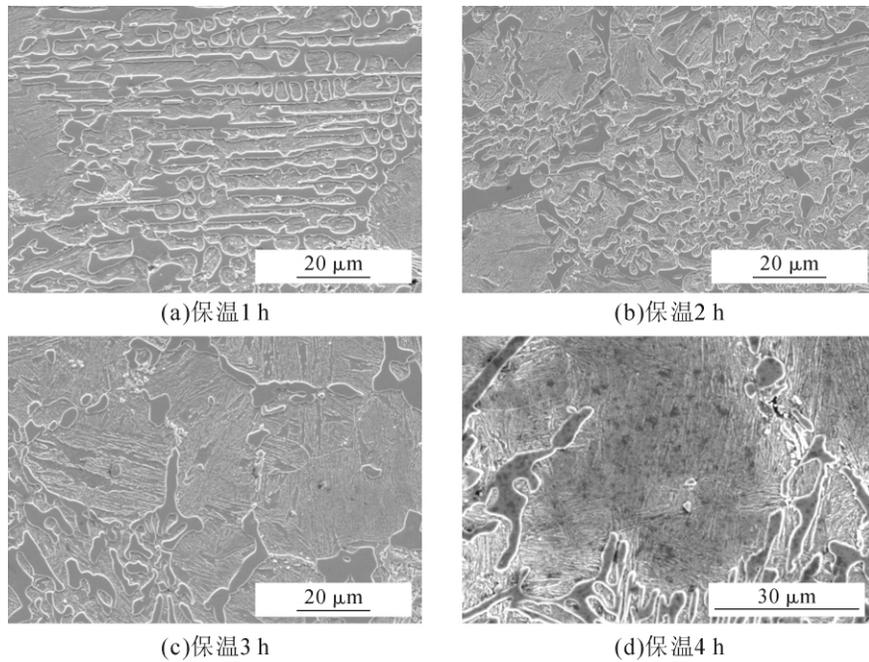


图4 不同保温时间淬火后高硼高速钢的微观组织

Fig.4 Microstructure of high-boron high-speed steel after quenching under different holding time

体的硬度得到提高。但是当淬火保温时间达到4 h时,可以明显看出基体中马氏体含量减少,并且还出现少量珠光体组织,这是因为淬火保温时间过长,硼碳化物的不断溶入导致基体中碳及合金元素含量增高,从而使过冷奥氏体稳定性提高,淬火时不易得到马氏体,而转变成珠光体或者铁素体及残余奥氏体。淬火后高硼高速钢的硬质相也有明显变化,很明显,随着保温时间的延长,网状硼碳化物出现局部溶解和断网趋势,个别细小硼碳化物出现团球化。进一步延长保温时间,硼化物溶解越严重,数量有所减少。另外,当淬火时间为1 h时,组织中依然分布有细小的二次硼碳化物,当保温时间达到2 h后,二次硼碳化物基本上溶入基体中。由扫描电镜可以明显看出,当淬火保温时间不超过2 h时,硼碳化物均为边缘溶解,尖角部分变得钝化,明显减轻了硬质相对基体的割裂作用,并且硬质相骨架依然对基体有足够的支撑性。但是当淬火保温时间超过3 h后,硼碳化物溶解严重,数量减少明显,导致硬质相对基体的支撑作用减弱。

不同保温时间淬火后高硼高速钢 XRD 衍射图见图5。由图5可以看出淬火后硬质相组成没有变化,仍由 M_2B 、 $Fe_3(C,B)$ 、 $M_6(C,B)$ 组成,但硼碳化物 $M_6(C,B)$ 的衍射峰明显减弱,数量减少,而随着保温时间延长, $Fe_3(C,B)$ 峰有所增加,表明延长淬火保温时间,有一定的珠光体形成。另外,可以看出,随着保温时间的延长,铁的衍射峰逐渐左移,这表明基体中Fe的晶格常数变大,这是由于淬火时部分硬质相溶解导致Fe晶格产生大的晶格畸变。

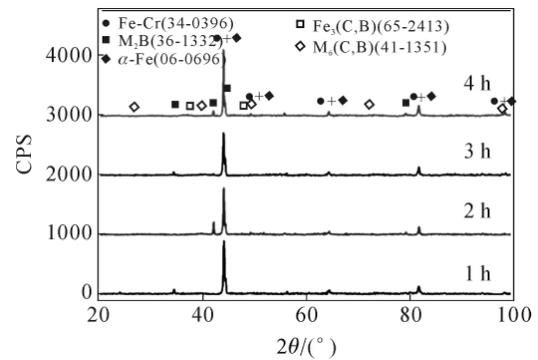


图5 不同保温时间淬火后高硼高速钢 XRD 衍射图
Fig.5 XRD pattern of high-boron high-speed steel after quenching under different holding time

运用 IPP6.0 图像分析处理软件对白色网状区域染色后统计面积百分比,分析结果如图6,淬火后硬质相体积分数下降,保温两小时以内时下降不明显,保温3 h后下降明显。这表明,高温保温时间导致了硼碳化物的部分溶解。

对淬火后高速钢进行了硬度检测,结果见图7。淬火后高速钢的硬度提升,主要是由于淬火后形成的马氏体,使高速钢整体硬度上升,另外硼碳化物溶入基体也使得基体淬透性增加,硬度上升。网状及鱼骨状的硼碳化物尖角区域逐渐溶解消失,对基体的割裂作用也逐渐减小。但当淬火保温时间达到3 h以后,硼碳化物溶解更加严重,硬质相对基体的支撑作用减轻,且此时大量碳及合金元素的固溶使奥氏体稳定性提高,奥氏体向马氏体转变受到抑制。当淬火保温时间达到4 h时,组织中出现了部分珠光体和一定量的铁素体,这表明过多的硼碳化物溶入基

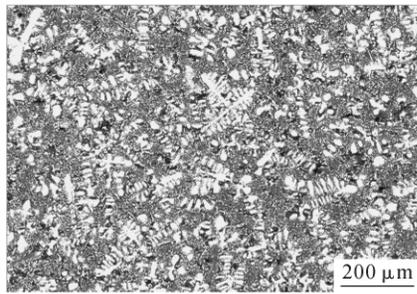


图6 不同保温时间淬火后高硼高速钢硬质相体积分数

Fig.6 Hard phase volume fraction of high-boron high-speed steel after quenching under different holding time

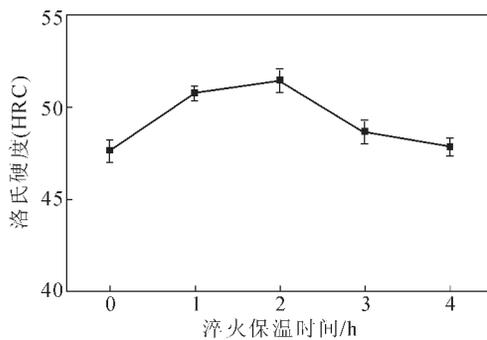
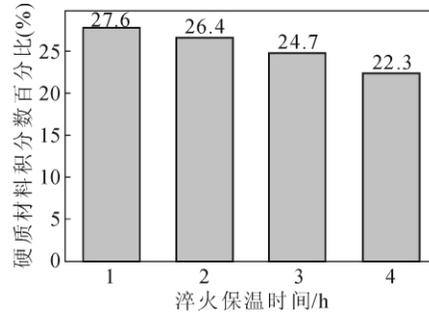


图7 不同保温时间淬火后高硼高速钢宏观硬度

Fig.7 Bulk hardness of high-boron high-speed steel after quenching under different holding time

体提高了奥氏体的稳定性, 淬火后奥氏体向马氏体转变困难, 使高速钢硬度下降。

3 结论

(1) B 含量为 1.5%、C 含量为 0.4% 的高硼高速钢铸态组织由铁素体、珠光体、共晶 M_2B 硼化物、少量硼碳化物和马氏体组成, 硼化物呈网状及鱼骨状分布, 硼碳化物主要为 $Fe_3(C,B)$ 和 $M_6(C,B)$ 。

(2) 淬火后硼碳化物构成没有变化, 但数量变少。淬火时间为 1~3 h 时基体组织基本都转变为马氏体, 当淬火保温时间达到 4 h 后, 组织中出现珠光体和铁素体。

(3) 随着淬火保温时间的延长, 硼碳化物及硼碳化物部分发生溶解和边缘钝化。当保温时间不超过

2 h 时, 硼碳化物溶入基体导致基体转变成强韧性的马氏体。当保温时间超过 3 h 后, 硼碳化物溶解严重, 马氏体转变受到抑制, 基体出现珠光体和铁素体。

(4) 高硼高速钢淬火后硬度上升, 并且硬度随着保温时间延长先升高后下降, 在 2 h 时硬度达到最高。

参考文献:

- [1] 李茂林. 我国金属耐磨材料的发展和应 [J]. 铸造, 2002(09): 525-529.
- [2] CARVALHO M A De, XXVIER R R, FILHO C S P, et al. Microstructure, mechanical properties and wear resistance of high speed steel rolls for hot rolling mills. 1&SM, 2002, 29(1): 27-32.
- [3] 王洪发. 金属耐磨材料的现状与展望 [J]. 铸造, 2000, (增刊): 577
- [4] 符寒光, 胡开华. 高硼铸造耐磨合金研究的进展 [J]. 现代铸铁, 2005(3): 32-37.
- [5] 宋绪丁, 符寒光, 杨军. 热处理对耐磨铸造 Fe-C-B 合金组织及性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2008(1): 38-41.
- [6] 鲍姚亮. 高硼高速钢热处理工艺研究 [D]. 昆明: 昆明理工大学, 2013.
- [7] 符寒光, 宋绪丁, 刘海明, 等. 热处理对 Fe-B-C 合金显微组织和性能的影响 [J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(6): 1125-1128.
- [8] 本溪钢铁公司第一炼钢厂. 硼钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1977.
- [9] 符寒光, 邢建东. 高速钢轧辊制造技术 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2007.
- [10] 鲍姚亮, 蒋业华, 岑启宏, 等. 淬火工艺对中碳高硼铁合金显微组织和力学性能的影响 [J]. 材料研究学报, 2013, 27(1): 65-69.

《铸件均衡凝固技术及应用实例》

《铸件均衡凝固技术及应用实例》由西安理工大学魏兵教授编著。共 8 章: 1 铸铁件均衡凝固与有限补缩; 2 铸铁件冒口补缩设计及应用; 3 压边浇冒口系统; 4 浇注系统大孔出流理论与设计; 5 铸件均衡凝固工艺; 6 铸钢、白口铸铁、铝、铜合金铸件的均衡凝固工艺; 7 浇注系统当冒口补缩设计方法; 8 铸件填充与补缩工艺定量设计实例。全书 320 页, 特快专递邮购价 280 元。

邮购咨询: 李巧凤 029-83222071, 技术咨询: 13609155628