DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2020.03.008

淬火处理对轧辊用高硼高速钢组织和性能的影响

杨智强[1],郭红星[2],吕潍威[1]

(1. 昆明工业职业技术学院 电气学院,云南 安宁 650302;2. 云南昆钢重型装备制造集团有限公司,云南 安宁 650302)

摘　要:利用光学显微镜、扫描电镜、X射线衍射、硬度计及MM-200磨损试验机,研究了淬火温度对轧辊用高硼高速钢显微组织和性能的影响。结果表明,高硼高速钢的铸态组织由马氏体、铁素体、珠光体和沿晶界呈连续网状分布的共晶硼碳化物组成,共晶硼碳化物主要是M_2B和$M_7(C,B)_3$;随着淬火温度的升高,基体全部转变成为马氏体,并有二次硼碳化物$M_{23}(C,B)_6$析出;高硼高速钢的硬度和耐磨性随着淬火温度的升高而明显增加,在1 150 ℃淬火时硬度最高、耐磨性最好。

关键词:高硼高速钢;淬火温度;硼碳化物;硬度;耐磨性

中图分类号:TG142;TG113　　**文献标识码**:A　　**文章编号**:1000-8365(2020)03-0231-06

Effect of Quenching Heat Treatment on Microstructure and Properties of High-Boron High-Speed Steel for Rolls

YANG Zhiqiang[1], GUO Hongxing[2], YU Weiwei[1]

(1. School of Electrical, Kunming Vocational and Technical College of Industry, Anning 650302, China; 2. Yunnan KISC Heavy Equipment Manufacturing Group Co., Ltd., Anning 650302, China)

Abstract: The effect of quenching temperature on microstructure and properties of high boron high-speed steel for roll was studied by optical microscope, scanning electron microscope, X-ray diffraction, hardness tester and MM-200 wear tester. The results show that the microstructure of as-cast high boron high-speed steel is composed of martensite, ferrite, pearlite and eutectic borocarbons distributed in a continuous network along the grain boundary. The eutectic borocarbons are mainly M_2B and M_7 $(C,B)_3$. With the increase of quenching temperature, the matrix is transformed into martensite, and secondary boron carbide $M_{23}(C,B)_6$ is precipitated. The hardness and wear resistance of high boron high-speed steel increase obviously with the increase of quenching temperature. The hardness and wear resistance are the highest when quenched at 1 150 ℃.

Key words: high boron high speed steel; quenching temperature; boro-carbide; hardness; wear resistance

随着轧钢工业的不断发展,要求轧辊材料具有优越的耐磨性和高温性能。高速钢因其具有较高的硬度、优良的耐磨性和热稳定性而广泛应用于轧辊生产中。但是,普通高速钢轧辊中的碳含量较高(1.5%以上),使得轧辊的韧性低、脆性大、热疲劳性能差,在使用过程中容易出现龟裂甚至剥落现象;而且普通高速钢中含有钒、钼、钴、钨等昂贵的合金元素,大大增加了高速钢轧辊的生产成本。

近年来,以硼为主要元素的高硼耐磨合金得到了广泛的关注[1,2]。由于硼在α-Fe中的最大固溶度为0.000 4%,在γ-Fe中也仅为0.02%,所以硼在合金中主要以硼化物的形式存在(如Fe_2B),硼化物具有高的硬度(1 450～1 800 HV)和良好的热稳定性;同时,少量的硼进入钢基体后可提高基体硬度,从而显著提高合金的耐磨性[3,4]。因此,在高速钢基础上,用硼取代部分钒、钼、钨等昂贵合金元素,开发出了高硼高速钢轧辊材料。但是,高硼高速钢的高温抗氧化性较差,在高温条件下的耐磨性不高。铝可固溶于高速钢基体中,提高钢的回火稳定性和红硬性。在高温下,铝还可提高钢的高温耐磨性和抗氧化性[5]。此外,高速钢中加入硼和铝,可以代替部分昂贵的合金化元素,降低高速钢轧辊材料的生产成本。本文以含铝高硼高速钢轧辊材料为研究对象,探讨了不同淬火温度对钢的凝固组织、硬度和耐磨性的影响规律,以为含铝高硼高速钢轧辊热处理工艺的制订提供指导。

1　试验方法

1.1　材料制备

试验材料以废钢、高碳铬铁、低碳铬铁、高碳锰

收稿日期:2020-01-15

基金项目:云南省教育厅2017年度资助性项目(2017ZZX129)

作者简介:杨智强(1983-),云南宾川人,工学硕士,工程师.研究方向:金属材料成型及热处理技术.

电话:13608854776,E-mail:yzq2007202074@163.com

铁、钒铁、硼铁、钼铁、硅铁、纯铝为原料，采用10 kg中频感应电炉进行熔炼。炉前调整成分合格后，将钢液升温至1 600 ℃后，加入硼铁；待硼铁熔化后立即出炉，以保证硼的收得率，出炉温度为1 620 ℃。采用包内冲入法加入变质剂。浇包内预先放入尺寸为ϕ2～ϕ3 mm的稀土镁合金变质剂（2%RE，11% Mg，余量为Fe)和纯铝，变质剂的加入量w(%)为0.4。金属液搅拌扒渣后浇入砂型中，空冷至室温，浇注成26 mm×26 mm×155 mm试样。试样实际成分如表1所示。

表 1 高硼高速钢轧辊材料的化学成分 w(%)
Tab.1 Chemical composition of high boron high speed steel

B	C	Cr	Mo	Al	Si	V	Mn	Mg	RE	Fe
1.55	0.58	5.21	1.57	1.16	0.94	1.43	0.77	0.04	0.02	余量

1.2 淬火处理

用线切割在铸锭中心偏下部位取样，尺寸为10 mm×10 mm×12 mm。根据相关研究表明[6]，当硼含量w(%)在0~3.0时，合金的固液转变温度在1 190 ℃左右。为避免试样过烧，淬火温度应该控制在1 190 ℃以下；同时，合金的奥氏体化温度在800 ℃左右，因此淬火温度不能低于800 ℃。综合考虑，确定合金的淬火温度分别为1 000、1 050、1 100和1 150 ℃，保温60 min，水冷。热处理在SX-G36123型节能箱式电炉中进行。

1.3 试验方法

采用OLYMPUSBX51型光学显微镜和JSM-6510型扫描电镜进行显微组织观察。采用岛津XRD-7000型X射线衍射仪进行物相分析，具体参数：采用Cu-Kα辐射，管流管压为200 mA和40 kV，扫描速度为2 °/min，10°～90°耦合连续扫描，步进0.02°。

采用HR-150A金属洛氏硬度计进行宏观硬度测量，试验载荷为150 kg；显微维氏硬度用MICRO MET-5103数字显微仪进行测量，试验载荷为200 g，加载时间为10 s。宏观硬度和显微硬度均在试样表面随机选取7个试验点测试，去掉最大值和最小值后取平均值。

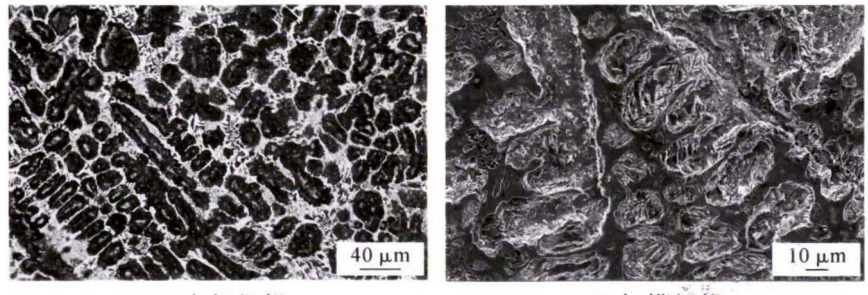
耐磨性测试在MM-200环块磨损试验机上进行。试样尺寸为10 mm ×10 mm ×12mm。采用GCr15对磨环，其硬度为60~62 HRC，尺寸ϕ40 mm×10 mm。试验载荷为60 kgf，时间30 min，转速为200 r/min。每组取三个试样，试验前将试样打磨干净，并用酒精进行超声清洗，吹干。测量磨损前后的质量差，以3个试样的平均失重作为最终磨损量。用TG328B分析天平测量质量，称量范围200.0 g，最小分辨率为0.1 mg。

2 结果与讨论

2.1 铸态组织

图1是经RE-Mg变质处理后的含铝高硼高速钢铸态组织。可以看出，其显微组织由基体和沿晶界呈连续网状分布的共晶硼碳化物组成。图2的XRD图谱结果表明，钢的基体组织主要为α-Fe，共晶硼碳化物主要由M_2B和$M_7(C,B)_3$组成（此处，M代表Fe、Cr元素）。这是因为该材料的Cr和C质量比较高（约为8.33），易于形成Cr_7C_3；同时Cr_7C_3和Fe_7C_3具有相近的原子排列方式，Fe与Cr的原子尺寸相近，从而使得Cr原子可以取代Fe原子，形成$(Fe,Cr)_7C_3$[7,8]。另一方面，B的原子半径(0.097 nm)与C的原子半径(0.077 nm)相近，硼元素可以部分取代碳元素的位置而固溶于硼碳化物中[9]，生成$(Fe,Cr)_7(C,B)_3$化合物。铸态含铝高硼高速钢经RE-Mg变质处理后的洛氏硬度达到了53.6 HRC。可见，铸态含铝高硼高速钢的基体主要由马氏体、铁素体和珠光体组成。

结合Fe-B二元相图和Fe-B-C三元相图可知，含铝高硼高速钢的凝固过程首先是从液相中析出γ-Fe相。B在γ-Fe中的极限固溶度仅为0.02%，且B、Cr、Mo、Mn等元素在γ-Fe相中的分配系数小于1，使得随着温度的降低，初生γ-Fe相一边长大转变为基体组织，一边向附近的液相中析出B、Cr、Mo、Mn等元素；当液相中的B元素含量达到3.8%时，会发生共晶反应L→(γ+Fe_2B)，沿晶界生成；同时，随着L→(γ+Fe_2B)共晶反应的进行，剩余液相中的B元素含



(a)金相组织　　(b)扫描组织

图 1 铸态含铝高硼高速钢轧辊材料的组织
Fig.1 Microstructures of as-cast aluminum-containing high boron high-speed steel

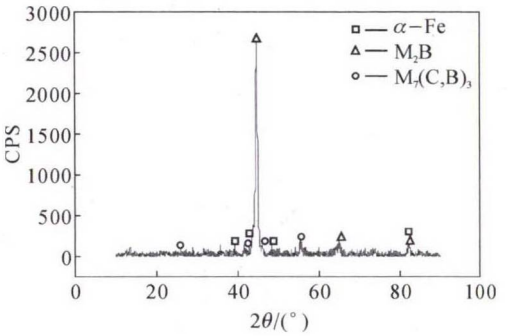


图 2 铸态含铝高硼高速钢的 X 射线图谱

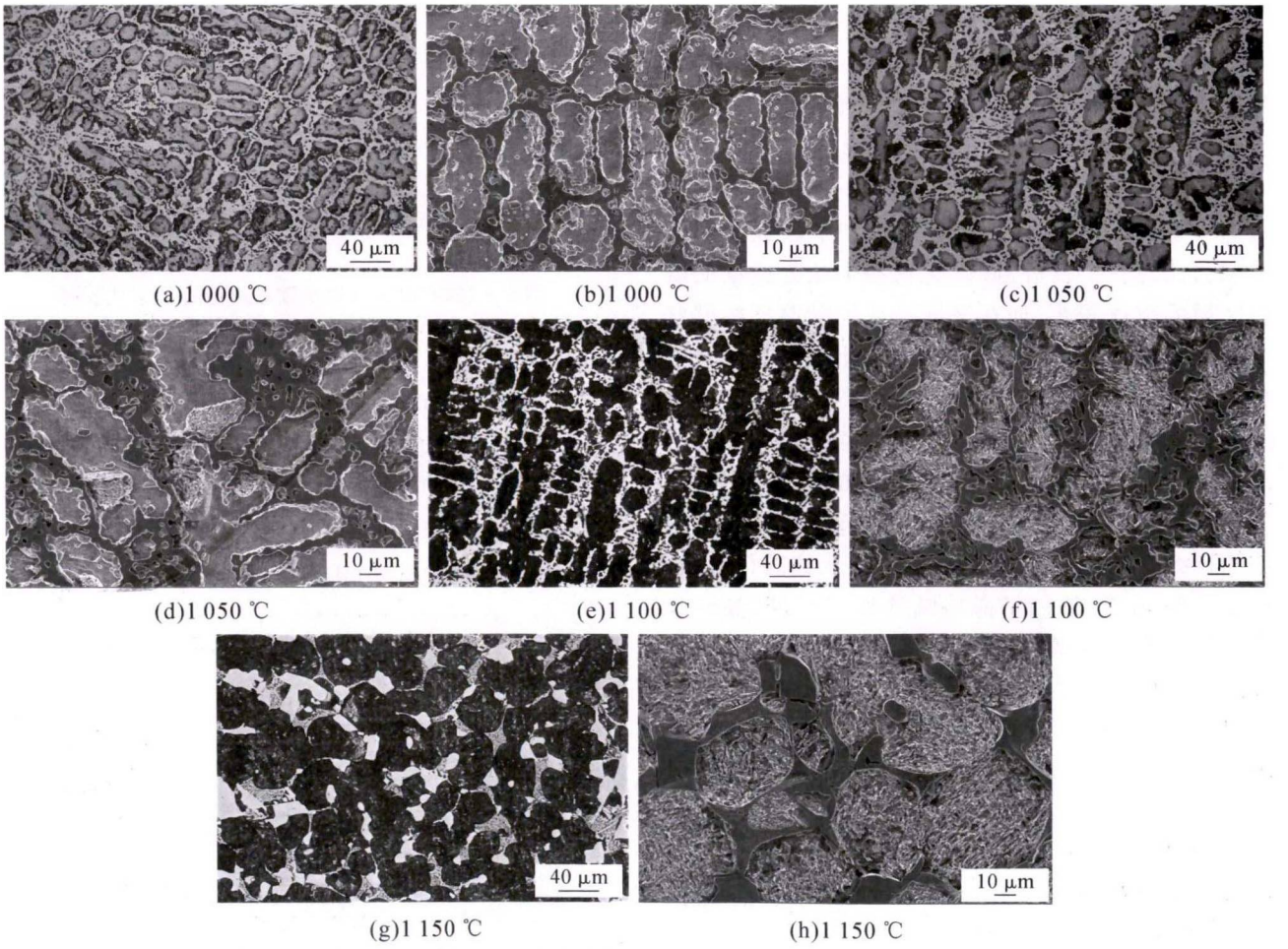
Fig.2 XRD spectrum of as-cast aluminum-containing high boron high-speed steel

量降低，Cr、Mn、Mo等元素含量增加，于是在剩余液相中出现L→(γ+M_7C_3)的共晶反应。此后，合金完成凝固成为固态。随着温度的继续下降，初生γ-Fe相和共晶γ-Fe相中的B元素和C元素的含量都在降低。当温度降到910 ℃时，部分奥氏体发生共析反应γ→(α+Fe_2B)；而由于α铁素体的形成，大量的碳向周围的奥氏体内扩散。当奥氏体中的碳含量达到0.77%，且温度降至727 ℃时，剩余奥氏体发生共析转变γ→(α+Fe_3C)，生成珠光体组织。另外，B、Cr、Mo、V等合金元素溶于奥氏体后，可以增加奥氏体的稳定性，提高钢的淬透性，有利于马氏体的形成；而Al主要存在于基体中，降低基体的淬透性，有利于铁素体形成。

此外，从图1(a)中还可以看出，硼碳化物呈网状分布，但局部出现了断网和缩颈现象，这是由于稀土镁合金变质剂的加入对钢的凝固过程产生了影响。RE和Mg的原子半径较大，在凝固过程中都是强成分过冷元素，分配系数都小于1，易富集在奥氏体附近的液相中，造成较大的成分过冷，从而细化了初生奥氏体枝晶，阻碍了共晶硼碳化物沿晶界的生长；另一方面，Mg可以吸附在硼碳化物晶体择优生长的表面上，抑制了硼碳化物的生长，最终使其出现了断网和缩颈。

2.2　淬火对高硼高速钢显微组织的影

图3是高硼高速钢经不同温度淬火处理后的显微组织。从图3可以看出，合金经过1 000 ℃淬火处理后，基体组织主要为铁素体；当淬火温度升高到1 050 ℃后，基体仍主要由铁素体组成，但出现了少量珠光体组织。这是因为钢中含有1 %的Al，而Al元素可以缩小奥氏体相区，提高奥氏体化温度，使得合



(a)1 000 ℃　(b)1 000 ℃　(c)1 050 ℃

(d)1 050 ℃　(e)1 100 ℃　(f)1 100 ℃

(g)1 150 ℃　(h)1 150 ℃

图 3 不同温度淬火后高硼高速钢的组织

Fig.3 Macrostructures of high-boron high-speed steel after quenching at different temperatures

金难于完全奥氏体化。同时,Al是非硼、碳化物形成元素,主要存在于基体中,降低了淬透性,也有利于铁素体的形成。因此,在1 050 ℃温度以下淬火,即使是水冷,也没有得到马氏体组织。当淬火温度升高至1 100 ℃时,由图3(f)可以看出,基体组织完全转变为板条马氏体。随着淬火温度继续升高到1 150 ℃,基体组织不再发生变化,仍由板条马氏体组成。这表明合金在1 100 ℃淬火时,已经可以完全奥氏体化;同时,由于在保温过程中B、C、Cr、Mo等元素进入到奥氏体中,提高了奥氏体的淬透性,在快速冷却后钢完全转变成了马氏体组织。

从图3还可以看出,随着淬火温度的升高,共晶硼碳化物的断网和团球化趋势越来越明显。经1 000 ℃和1 050 ℃淬火后,共晶硼碳化物仍沿晶界呈连续网状分布,只是局部出现了断网和缩颈,且共晶硼碳化物较为粗大。当淬火温度为1 100 ℃时,从图3(e)和(f)可知,网状共晶硼碳化物出现了大量缩颈,断网的区域也有所增多。淬火温度继续升高至1 150 ℃后,共晶硼碳化物发生了明显的断网和团球化,由连续网状向块状转变,且共晶硼碳化物的分布更为均匀。

在高温淬火过程中,共晶硼碳化合物由表面能较高的网状结构向表面能较低的断网和团球状结构的转变是热力学发展的必然趋势[10]。碳、硼原子由高化学位处向低化学位处的扩散决定着硼碳化物溶解与团球化过程的进行[11]。随着淬火温度的升高,加速了碳、硼和铁原子的扩散,有利于硼碳化物的断网与团球化。此外,硼碳化物在尖角处或细的薄弱区域的溶解较快,而在平面处或均匀厚度的网状连接处的溶解缓慢,所以共晶硼碳化物通常是从网状连接中的薄弱处断开[12]。含铝高硼高速钢经过RE-Mg变质处理后,一方面使呈连续网状分布的共晶硼碳化物局部发生断网,共晶硼碳化物网中的均匀粗厚部位减少、薄弱部位增多,出现了许多不稳定的颈缩连接;另一方面,RE元素进入硼碳化物,造成了晶格畸变,增加了晶格畸变能,使得共晶硼碳化物的稳定性降低。以上这两方面的原因,促进了高温热处理时共晶硼碳化物的断网和团球化。可以预料,共晶硼碳化物的断网和团球化将有利于钢耐磨性和韧性的提高。

此外,从图3(a)和(c)中可以看出,经过1 000 ℃和1 050 ℃淬火后,在钢基体内析出了大量颗粒状的二次硼碳化物。1 050 ℃淬火后钢的XRD结果表明(图4),析出的二次硼碳化物为$M_{23}(C,B)_6$。这是因为合金在熔炼的过程中,大量Cr进入基体,造成较大的晶格畸变,使其处于热力学不稳定状态。在淬火过程中,基体会析出C原子和合金元素以降低畸变能,从而形成了二次硼碳化物;另一方面,由于Cr等合金元素在晶粒内部的分布不均匀,在晶界处分布的量比晶粒心部多,从而在晶界处最先析出二次硼碳化合物。由图5 1 150℃淬火后的XRD图谱可知,钢基体组织为α-Fe,硼碳化物由M_2B和$M_7(B,C)_3$组成。随着淬火温度的升高,$M_{23}(C,B)_6$进一步溶解,$M_{23}(C,B)_6$数量明显减少,已不能被XRD检测出。

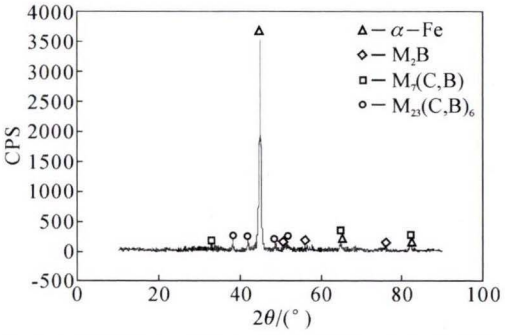


图 4 1 050℃淬火处理高硼高速钢的 X 射线图谱
Fig.4 X-ray spectrum of high-boron high-speed steel quenched at 1 050 ℃

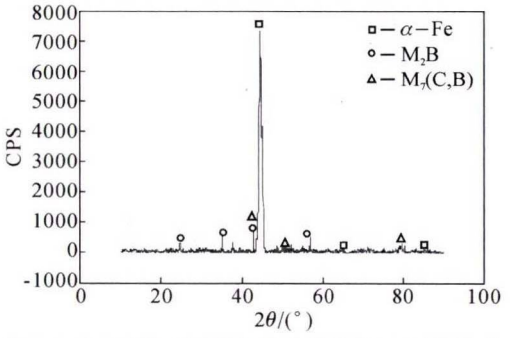


图 5 1 150℃淬火处理高硼高速钢的 X 射线图谱
Fig.5 X-ray spectrum of high-boron high-speed steel quenched at 1 150 ℃

2.3 淬火温度对硬度的影响

淬火温度对高硼高速钢宏观硬度和基体显微硬度的影响如图6所示。淬火温度低于1 100 ℃时,随着淬火温度的上升,宏观硬度和基体显微硬度明显上升;当淬火温度超过1 100 ℃后,基体显微硬度和宏

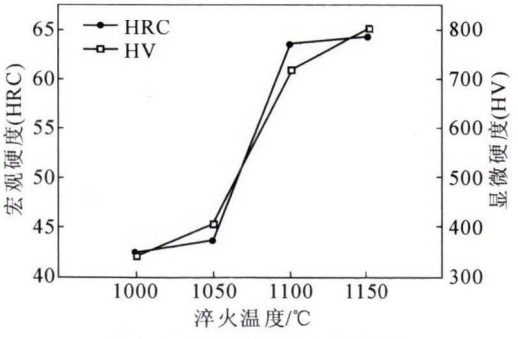


图 6 淬火温度对硬度的影响
Fig.6 Effect of quenching temperature on hardness

观硬度的变化不明显。在1 150 ℃淬火时，合金基体显微硬度和宏观硬度分别达到最高值797.0 HV和64.3 HRC。当淬火温度低于1 050 ℃时，合金基体主要由铁素体组成，其显微硬度较低，导致合金的宏观硬度较低；淬火温度升高到1 100 ℃时，基体由铁素体全部转变为了高硬度的马氏体；同时，合金经过高温奥氏体化后快速冷却，阻止了硼原子从晶内向晶界处扩散，使得硼在基体中形成过饱和固溶体，引起较大的晶格畸变，提高了基体显微硬度，从而使合金的宏观硬度也明显提高[13]。淬火温度继续升高到1 150 ℃后，共晶硼碳化物发生溶解，基体中合金元素的含量增加，导致基体显微硬度和宏观硬度略有升高。

2.4　淬火温度对耐磨性的影响

图7是高硼高速钢耐磨性随淬火温度的变化曲线，其中耐磨性用磨损时间与磨损失重的比值来表示。从图7中可以看出，随着淬火温度的升高，磨损失重减少，磨损时间与磨损失重的比值增大，表明钢的耐磨性逐渐上升。结合图6可知，钢的耐磨性与硬度呈现出相同的变化趋势。耐磨性的变化主要受到宏观硬度的影响。高硼高速钢在1 050 ℃以下淬火时，虽然存在大量的共晶硼碳化物和二次硼碳化物，但是基体主要由低硬度的铁素体组成，铁素体受到磨粒磨损后变形严重，不能有效的支撑硼碳化物，导致磨损失重较多，耐磨性低。淬火温度达到1 100 ℃后，基体全部转变为了高硬度的马氏体组织，马氏体在磨损过程中不易变形，可对共晶硼碳化物提供强有力的支撑作用，能有效的阻碍和缓解共晶硼碳化物在磨损颗粒冲击作用下的脆断和剥落；同时，强硬的共晶硼碳化物可以抵抗磨粒磨损，对其周围的基体组织有保护作用，减少基体的摩擦损失[14]。所以，在1 100 ℃淬火时，钢的磨损失重明显降低，耐磨性大幅提高。当淬火温度达到1 150 ℃后，钢的宏观硬度进一步增大，网状共晶硼碳化物出现明显的断网和团球化，分布更加均匀，能有效的阻止位错运动；同时，马氏体基体对共晶硼碳化物的支撑和包裹作用更好。

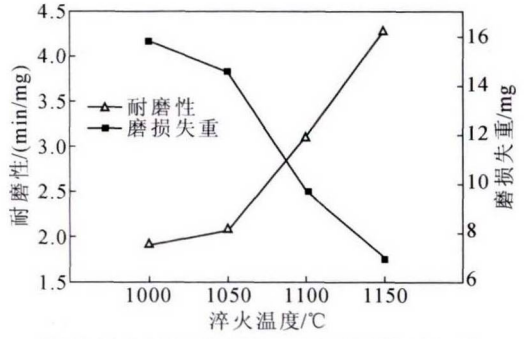
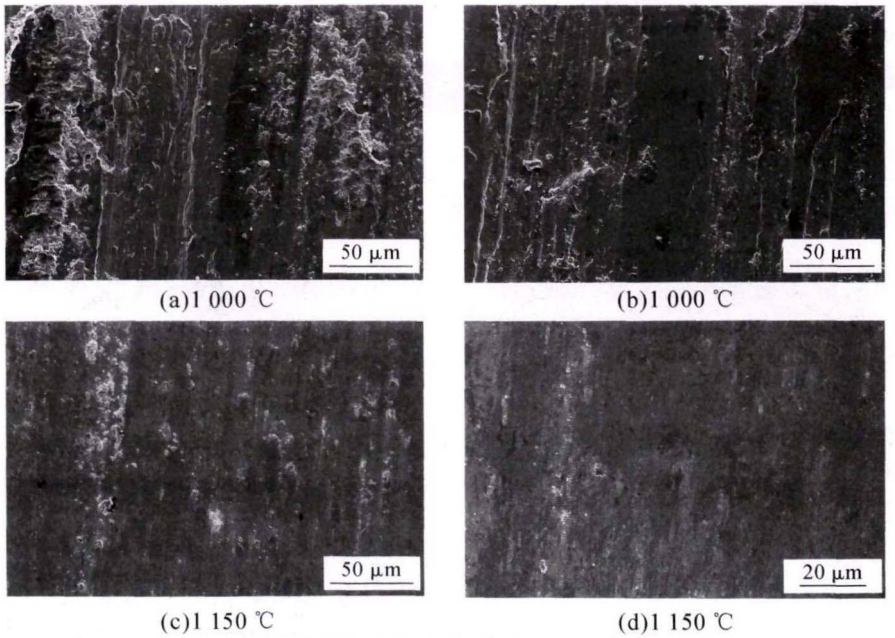


图 7　淬火温度对高硼高速钢耐磨性的影响

Fig.7　Effect of quenching temperature on wear resistance of high-boron high-speed steel

图8所示为高硼高速钢经过不同温度淬火后磨损面的SEM照片。可以看出，随着淬火温度的上升，犁沟深度逐渐变浅，犁皱数量逐渐减少。经1 000 ℃淬火后，合金的磨损面上含有较深且平直的犁沟和大量犁皱。当淬火温度达到1 150 ℃时，磨损面较为光滑，犁沟深度明显变浅，犁皱数量明显减少，耐磨性提高。环块磨损试验的磨损机制主要是微观切削磨损和塑性挤压剥落磨损。变质含铝高硼高速钢在环块磨损过程中，先磨掉的硬质相颗粒具有很高的硬度，可以起到磨粒的作用。硬质相磨粒的尖锐部分



(a)1 000 ℃　(b)1 000 ℃　(c)1 150 ℃　(d)1 150 ℃

图 8　经不同温度淬火热处理后的高硼高速钢磨损形貌

Fig.8　Wear surface of high boron high-speed steel after quenching and heat treatment at different temperatures

压入试样表面，当与试样发生水平切削运动时，对材料产生挤压作用，形成犁沟。在犁沟形成的过程中，一部分材料被切削而形成切屑，一部分被推到两侧和前端，发生塑性变形，形成犁皱。

3 结论

(1)稀土镁合金变质的高硼高速钢铸态组织主要由马氏体、铁素体、珠光体和沿晶界呈连续网状分布的共晶硼碳化物组成。共晶硼碳化物主要是M_2B和$M_7(C,B)_3$，在局部出现断网。

(2)淬火温度低于1 050 ℃时，高硼高速钢不能完全奥氏体化，基体主要由铁素体组成，共晶硼碳化物仍呈连续网状分布，在基体中析出了大量二次硼碳化物$M_{23}(C,B)_6$。

(3)淬火温度为1 100 ℃时，基体完全转变为了马氏体组织，共晶硼碳化物出现明显缩颈；淬火温度升高到1 150 ℃后，基体仍由马氏体组成，共晶硼碳化物发生明显的断网和团球化，分布更加均匀。

(4)随着淬火温度的升高，高硼高速钢的基体显微硬度、宏观硬度和耐磨性都明显上升。

参考文献：

[1] Christodoulou P, Calos N. A step towards designing Fe-Cr-B-C cast alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 301(2): 103-117.

[2] Guo C Q, Gao S Z. New fe-base wear-resistant material fcb alloy [J]. Foundry, 2004, 53(10): 761-764.

[3] Zhang J, Gao Y, Xing J, et al. Effects of plastic deformation and heat treatment on microstructure and properties of high boron cast steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2011, 20(9): 1658-1664.

[4] Li J W, Zhang G S, Wei S Z, et al. Preparation technology of the low carbon high boron Fe-CB wear resistance steel//Applied Mechanics and Materials[C]. Trans Tech Publications, 2011, 52: 1718-1722.

[5] Airiskallio E, Nurmi E, Heinonen M H, et al. High temperature oxidation of Fe-Al and Fe-Cr-Al alloys: The role of Cr as a chemically active element[J]. Corrosion Science, 2010, 52(10): 3394-3404.

[6] Yang Y, Fu H, Lei Y, et al. Phase diagram calculation and analyze on cast high-boron high-speed steel [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2016, 25(2): 409-420.

[7] 郝石坚. 现代铸铁学[M]. 北京：冶金工业出版社, 2009.

[8] 顾建, 符寒光, 雷永平. 热处理对Fe-5Cr-1.4B合金组织和性能的影响[J]. 现代铸铁, 2013, 33(4):78-84.

[9] 章守华. 合金钢[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1981.

[10] Qian M. In-situ observations of the dissolution of carbides in an Fe-Cr-C alloy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(12): 1301-1303.

[11] 向道平, 唐建新. Cr/C比及热处理工艺对高铬铸铁抗磨粒磨损性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2004, 33(5): 21-24.

[12] 吴占文, 成鹏, 符寒光. 淬火温度对 Fe-Cr-B-Al 合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(5): 115-118.

[13] Jiang J, Fu H, Zheng L, et al. Effect of quenching on microstructure and wear - resistance of Fe-10Cr-1.5 B-2Al alloy[J]. Materials Science and Engineering Technology, 2016, 47(9): 822-830.

[14] Yü ksel N, Sahin S. Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys[J]. Materials & Design, 2014, 58(2): 491-498.

[15] Yi D, Xing J, Ma S, et al. Investigations on microstructures and two-body abrasive wear behavior of Fe-B cast alloy [J]. Tribology Letters, 2012, 45(3): 427-435.

新书邮购

《消失模铸造工艺学》

《消失模铸造工艺学》由化学工业出版社2019年5月20日出版发行。（书号：ISBN978-7-122-34175-4）

《消失模铸造工艺学》作者刘立中，历经三十多年现场实践经验的总结和理论的升华。全书总结136个案例，选用1718帧彩色照片，撰写583千字创造性的提出了消失模铸造“三场理论”，详细解读在“流场、热场、负压场”理论指导下的“消失模铸造浇注系统设计原则”，提出了“借用型腔做浇道，极致简化浇注系统”新的理念，在国内外均属首创。奠定了消失模铸造的理论基础，提出了消失模铸造研究与发展的方向。

定价：498元

邮购咨询：李巧凤　电话/传真：029-83222071　微信：13991824906