

# 凝固过程的快冷起始温度对 Fe-Cr-B-C 合金强韧性和耐磨性能的影响

赵广迪<sup>1</sup>, 马 龙<sup>2</sup>, 于江铖<sup>1</sup>, 安芷颐<sup>3</sup>, 韩思莹<sup>1</sup>, 于镇铭<sup>1</sup>, 王楚今<sup>1</sup>

(1. 辽宁科技大学材料与冶金学院, 辽宁鞍山 114051; 2. 北京电力设备总厂有限公司电站装备研究院, 北京 102401; 3. 沈阳航空航天大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110136)

**摘要:** Fe-Cr-B-C合金是一种新型低成本耐磨材料。利用凝固冷速较快金属型铸造工艺制备的该合金具有较高硬度和优异耐磨性能, 拥有在铸态下直接使用的潜力。为了探索如何使砂型铸造Fe-Cr-B-C合金在铸态下同样具备优异的耐磨性能, 本课题重点研究了凝固过程的快冷起始温度(1 130~1 220 °C)对该合金显微组织、硬度、冲击韧性和耐磨性能的影响。结果表明, 经快冷处理后Fe-Cr-B-C合金的基体为板条马氏体, 且形成了由 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶和微量细小Nb(C, B)构成的网状硼碳化物共晶。随快冷起始温度由1 130 °C升高至1 160 °C, 硼碳化物共晶的面积分数无明显变化; 继续由1 160 °C升高至1 220 °C时, 硼碳化物共晶的面积分数逐渐增大。随着快冷起始温度的升高, Fe-Cr-B-C合金的洛氏硬度先增大后降低, 在1 160 °C开始快冷的洛氏硬度最高为HRC(63.0±0.9); 而冲击吸收能量不断下降, 耐磨性能先提高后降低。快冷起始温度为1 160 °C的磨损失重率最小, 耐磨性能最佳。快冷起始温度对Fe-Cr-B-C合金耐磨性能的影响主要与马氏体基体的过饱和度和硼碳化物共晶的析出量有关。

**关键词:** 耐磨合金; 凝固; 快冷处理; 强韧性; 耐磨性能

## 作者简介:

赵广迪(1989-), 男, 副教授, 博士, 博士生导师, 主要研究方向是金属材料的凝固偏析。电话: 0412-5929366, E-mail: gdzhao12s@alum.imr.ac.cn

中图分类号: TG113.1

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2025)11-1488-08

## 基金项目:

辽宁省教育厅高校基本科研课题面上项目(JYTMS20230943);

2025年辽宁科技大学大学生创新创业训练计划项目。

## 收稿日期:

2025-03-31 收到初稿,

2025-05-04 收到修订稿。

Fe-Cr-B-C合金是一种新型低成本耐磨材料, 近些年受到了国内外的广泛关注<sup>[1-3]</sup>。该合金可用于制造轧辊、泥浆泵叶轮、辊套和衬板等耐磨件, 应用前景十分乐观<sup>[4-5]</sup>。成分优化和热处理工艺调控是提高合金耐磨性能的主要手段<sup>[6-9]</sup>。近些年, 较多研究提出添加B可促进高硬度硼碳化物耐磨骨架形成, 显著提升合金的耐磨性能, 同时节约了贵重金属元素Mo、Ni等的添加量<sup>[10-11]</sup>。课题组前期研究了B含量对金属型铸造Fe-Cr-B-C合金强韧性和耐磨性能的影响。发现将B含量调整为0.51wt.%时, 析出了较多由 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶和初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 构成的网状硼碳化物骨架, 同时提高了淬透性并获得了全板条马氏体基体, 从而大幅提高铸态Fe-Cr-B-C合金的洛氏硬度(达HRC 60)和耐磨性能<sup>[12]</sup>。该金属型铸造Fe-Cr-B-C合金具备在铸态下直接使用的潜力, 省去热处理工序, 降低生产成本。然而, 金属型铸造只适合生产小型零部件, 大型耐磨件如磨煤机用辊套和衬板等的制备还严重依赖砂型铸造工艺。实际上金属型铸造Fe-Cr-B-C合金具备较高硬度和优异耐磨性能, 主要是由于这种铸造工艺的冷却速度较快, 促进基体发生马氏体转变。而常规砂型铸造工艺的冷却速度十分缓慢, 在这种铸造工艺下合金基体无法发生马氏体转变, 导致基体硬度极低, 耐磨性能远不如小型金属型铸件。为此, 还需基于砂型铸造方法探索提高Fe-Cr-B-C合金在铸态下的强韧性和耐磨性能的新工艺。

较多研究指出, 通过高温淬火处理能显著提升高硼铁基耐磨合金的硬度和耐磨性能<sup>[13]</sup>。符寒光等<sup>[14]</sup>发现, Fe-B-C合金经淬火处理后, 其初生硼化物发生了局部断网, 且基体发生了马氏体相变, 淬火温度越高, 硬度越大, 而冲击韧度无明显变化。顾建等<sup>[15]</sup>发现Fe-Cr-B合金经1 050 °C淬火后硬度最高可达HRC63.38。吴宪吉等<sup>[16]</sup>研

究指出,对于B含量为2.5wt.%、C含量为0.9wt.%的Fe-Cr-B-C合金涂层,1 050 ℃淬火导致其洛氏硬度提高至HRC 64.3。但课题组最近研究表明,B含量为0.51wt.%的Fe-Cr-B-C合金经1 000 ℃空淬、水淬和油淬后的洛氏硬度均较金属型铸造的明显下降<sup>[17]</sup>。据此推测,在砂型铸造Fe-Cr-B-C合金的凝固过程中,当缓慢冷却至1 000 ℃以上较高温度时开始快速冷却有望大幅提高其硬度和耐磨性能。究竟缓冷至什么温度开始快速冷却才能获得最佳耐磨性能,同时又保障砂型铸件凝固结壳,还需要研究确定。

本课题以成分优化的Fe-Cr-B-C合金(B含量为0.51wt.%)为研究对象,研究凝固过程中的快冷起始温度对其强韧性和耐磨性能的影响,为提高砂型铸造Fe-Cr-B-C合金的硬度和耐磨性能提供理论指导和技术支持,助推耐磨材料行业向低成本大型化方向发展。

## 1 试验材料及方法

以石墨片、硼铁及高纯金属Cr、Nb、Mn、Ti、Al、Cu、Fe为原材料,在25 kg真空感应炉(VIM)中熔炼并浇注到铸铁型中,制备成约为6 kg的Fe-Cr-B-C合金炮弹式铸锭。浇注温度约为1 490 ℃,精炼时间约5 min。铸锭的锭身高度约135 mm,头部直径约85 mm,尾部直径约75 mm。用iCAP6300型电感耦合等离子体原子发射光谱仪(ICP-AES)测得试验铸锭的化学成分为(质量分数,%):Cr 10.60, B 0.51, C 0.61, Nb 0.08, Mn 0.30, Cu 0.30, Al 0.04, Ti 0.02, Fe余量。

根据前期研究,试验合金的强韧性和耐磨性能主要取决于硼碳化物共晶的特征和基体的马氏体转变。差热分析(DTA)表明,硼碳化物共晶的析出温度区间为1 175~1 143 ℃<sup>[12]</sup>。通过JMatPro热力学软件计算出试验合金的完全奥氏体化温度约为925.6 ℃<sup>[18]</sup>。据此设计的凝固过程快速冷却起始温度为1 130~1 220 ℃,并在高温管式炉中开展凝固快冷试验。具体是,用线切割在铸锭的1/2半径处切取尺寸为15 mm×30 mm×60 mm的试样(每个快冷起始温度选用2个试样),并将试样所有表面用400#水磨砂纸打磨光亮。为了防止高温下合金元素发生严重氧化烧损,在加热前将试样多次浸渍到( $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ )浆料中并进行逐层烘干,在试样表面形成约2~3 mm厚的防护涂层。将制备好防护涂层的试样放入尺寸稍大于试样的长方体氧化铝坩埚中。随后将装有试样的氧化铝坩埚放入高温管式炉的均温区内,将其随炉升温至1 400 ℃并保温3 min(保证试样完全熔化)后以10 ℃/min的冷速(模拟砂型铸造的缓慢冷却阶段)分别降温至1 130 ℃、1 160 ℃、1 190 ℃和1 220 ℃并保温1 min后开始迅速浸入VG32级

普通淬火油中快速冷却至室温。

每个快冷起始温度选取其中1个试样,将其加工成2个10 mm×10 mm×55 mm的标准无缺口冲击试样。在冲击试验机(JB-5型)上测试其冲击吸收能量,结果取2个试样的平均值。随后用400#至1 200#水磨砂纸逐步将冲击断裂后的试样侧面打磨光亮平整,在洛氏硬度计(RB2000型)上测定其宏观硬度。将未进行洛氏硬度测试的面继续研磨抛光,在4%的硝酸酒精溶液(体积分数)中化学腐蚀,时间为12~15 min。用金相显微镜(Axio Vert. A1, OM)和场发射扫描电镜(Sigma 500, SEM)进行显微组织观察,尤其是冲击断口附近的裂纹扩展特征。随机选取5张200倍的金相照片,用Image-Pro Plus软件定量统计不同快冷起始温度下硼碳化物共晶的面积分数并求平均值。在SEM下观察冲击断口表面形貌,并用SEM配备的能谱仪(EDS)分析硼碳化物的化学成分。用Panalytical X'Pert型X射线衍射仪(XRD, Cu-K $\alpha$ 辐射,电压40 kV)分析快冷起始温度为1 160 ℃时合金的物相组成。随后,在显微维氏硬度计(Q10M型,载荷为0.05 kg)上测定基体和硼碳化物共晶的显微硬度。洛氏硬度和显微硬度均随机选取5个目标点进行测试并求平均值。

用线切割将每个快冷起始温度的另一个试样制备成尺寸为56 mm×25 mm×6 mm的磨损试样。用400#至1 200#水磨砂纸将试样表面打磨光亮后在无水乙醇中清洗干净并烘干,在感量为0.1 mg的分析天平上称得磨损前的原始重量。随后在MLS-225型湿砂橡胶轮式磨损试验机中开展磨损试验,磨损时间均为10 min,砝码施加的力均为50 N,橡胶轮转速均为200 r/min,砂浆比例均为1.5 kg的40~60目石英砂配1 000 mL水。磨损试验结束后再次将试样放在无水乙醇中清洗、烘干后在上述分析天平上称得磨损后的质量。为了保证称重结果的准确性,原始质量和磨损后质量均称重5次求平均值。用原始质量减去磨损后的质量得到磨损的失重量,再用失重量除以原始质量得到磨损失重率。

## 2 试验结果

图1为Fe-Cr-B-C合金在凝固过程中从不同温度开始快速冷却至室温后在OM下的显微组织。可见,对于所有快冷起始温度,在枝晶间区域均析出了蜂窝状和鱼骨状硼碳化物共晶,且这些共晶组织相互连接形成网状骨架,基体均为板条状组织。快冷起始温度对基体组织不产生显著影响,但对硼碳化物共晶的特征造成了明显影响。随快冷起始温度由1 130 ℃升高至1 160 ℃,硼碳化物共晶的特征变化不大。而升高至1 190 ℃以上,粗大硼碳化物共晶的数量明显增多,尤其是升高至1 220 ℃时,硼碳化物共晶变得明显更粗

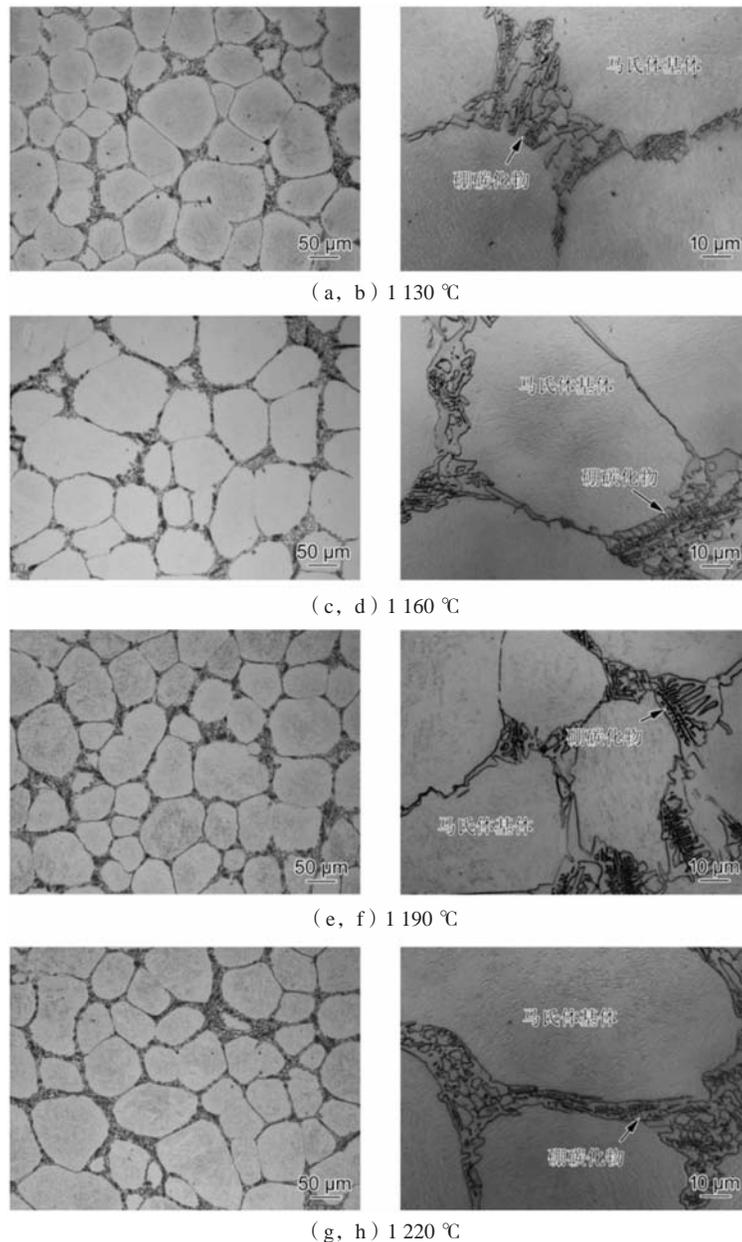


图1 Fe-Cr-B-C合金在开始快冷后的显微组织OM图片

Fig. 1 OM images showing microstructures of the Fe-Cr-B-C alloys after rapid cooling from

大，且晶界数量明显减少，取而代之的是硼碳化合物共晶通道。定量统计表明，随着快冷起始温度的升高，硼碳化合物共晶的面积分数先基本持平后明显增大（图2）。

为了确定Fe-Cr-B-C合金经快冷处理后的基体组织和硼碳化合物种类，对从1 160 °C快冷的试样进行了XRD分析（图3）。在其XRD曲线上出现了显著的 $\alpha$ 相衍射峰和微弱的 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 衍射峰。结合基体组织的形貌特征、XRD分析和文献[18]，推断出凝固快冷后合金基体为板条马氏体，而析出的硼碳化合物共晶主要为 $[\gamma + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})]$ 。

图4为Fe-Cr-B-C合金凝固过程中在不同温度开始快冷后形成的硼碳化合物共晶在扫描电镜背散射模式

（SEM-BSE）下的形貌。图5和表1分别为图4（b）中A点和B点处的EDS能谱图和化学成分定量分析结果。可见，快冷过程析出的硼碳化合物共晶均主要由鱼骨状和蜂窝状的富Fe、Cr硼碳化合物共晶和依附其析出的微量块状富Nb硼碳化合物组成。根据XRD、EDS分析和课题组前期研究结果<sup>[12]</sup>，判断在快冷过程中形成的上述富Fe、Cr的硼碳化合物共晶为 $[\gamma + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})]$ ，而富Nb硼碳化合物为 $\text{Nb}(\text{C}, \text{B})$ 。

图6展示了快冷起始温度与Fe-Cr-B-C合金洛氏硬度和冲击吸收能量的定量关系。随着快冷起始温度的升高，洛氏硬度先小幅增大，后迅速下降，当快冷起始温度为1 160 °C时，洛氏硬度达到峰值HRC

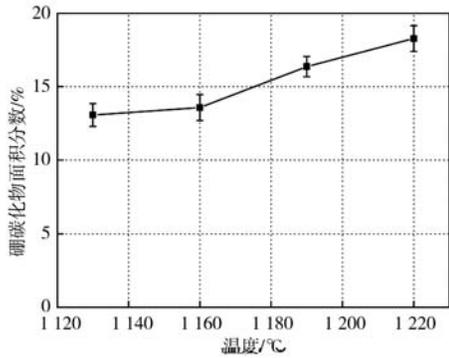


图2 快冷起始温度与硼碳化物共晶面积分数的定量关系  
Fig. 2 Quantitative relationship between rapid cooling initial temperature and eutectic boron carbides area fraction

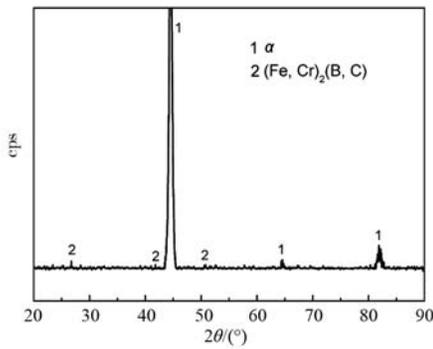


图3 Fe-Cr-B-C合金从1160 °C开始快冷后的XRD谱图  
Fig. 3 XRD spectra of the Fe-Cr-B-C alloy after rapid cooling from 1160 °C

表1 图4 (b) 中A点和B点处的EDS化学成分定量分析结果

Tab. 1 Quantitative EDS analysis results of the chemical compositions at point A and point B in Fig. 4 ( b )

位置	B	C	Cr	Mn	Fe	Nb	Ti
A点	5.9	20.3	26.1	0.1	47.6		
B点	16.5	33.6	6.0		7.1	33.9	2.9

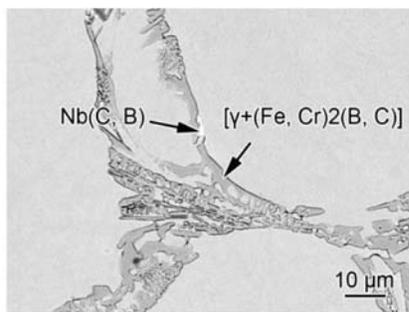
63.0 ± 0.9。但随着快冷起始温度的升高，冲击吸收能量逐渐下降。

表2列出了Fe-Cr-B-C合金在凝固过程中从不同温度开始快冷后的基体和硼碳化物共晶的平均显微维氏硬度。可见，基体的显微硬度呈现了明显的先增大后减小的趋势，其中从1160 °C开始快冷后的最高；而快冷起始温度对硼碳化物共晶的显微硬度没有显著影响。

表2 不同快冷起始温度对应的Fe-Cr-B-C合金基体和硼碳化物共晶的平均显微维氏硬度 (HV)

Tab. 2 Average micro Vickers hardnesses (HV) of the matrix and eutectic boron carbides in the Fe-Cr-B-C alloys corresponding to different rapid cooling onset temperatures

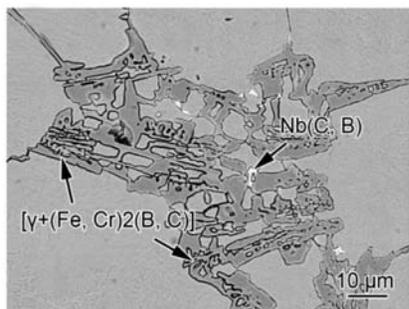
温度/°C	基体	硼碳化物共晶
1130	738.4 ± 24.5	890.6 ± 54.4
1160	961.8 ± 44.8	910.7 ± 48.5
1190	937.8 ± 49.2	889.6 ± 98.4
1220	862.2 ± 48.8	906.8 ± 58.3



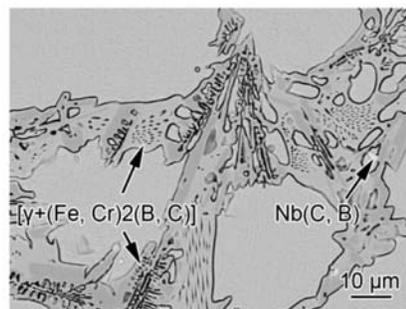
(a) 1130 °C



(b) 1160 °C



(c) 1190 °C



(d) 1220 °C

图4 从开始快冷后的硼碳化物共晶形貌SEM-BSE 图片

Fig. 4 SEM-BSE images showing morphologies of the eutectic boron carbides after rapid cooling from

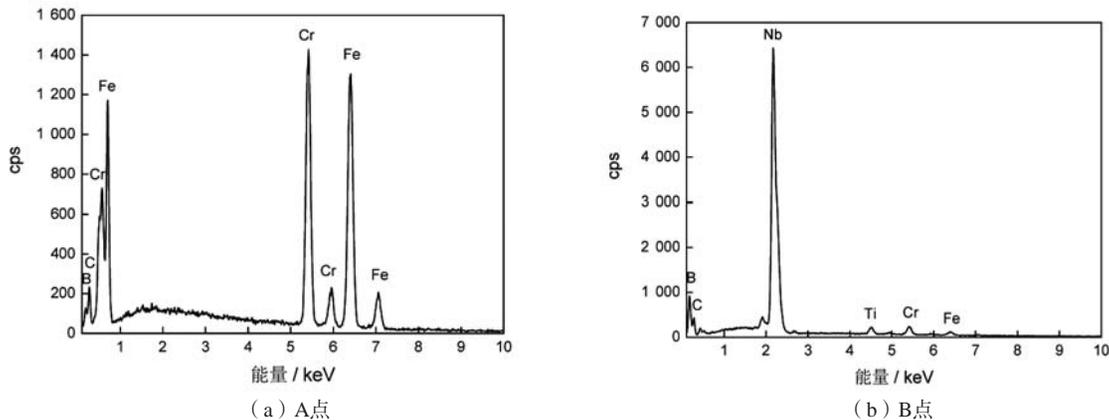


图5 图4 (b) 中A点 (a) 和B点 (b) 处的EDS能谱图  
Fig. 5 EDS spectra of the precipitates at point A (a) and point B (b) in Fig. 4 (b)

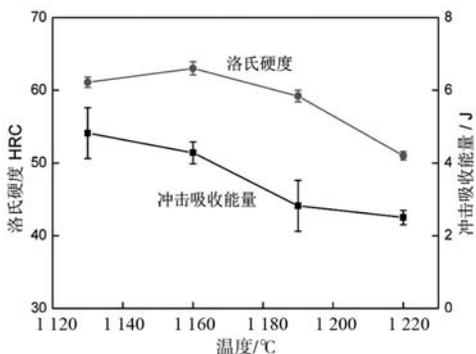


图6 快冷起始温度与Fe-Cr-B-C合金洛氏硬度和冲击吸收能量的定量关系  
Fig. 6 Quantitative relationships between rapid cooling initial temperatures and Rockwell hardnesses and impact absorbed energies of the Fe-Cr-B-C alloys

图7为Fe-Cr-B-C合金在凝固过程中从不同温度开始快速冷却后的冲击断口形貌。可见所有快冷起始温度下的断口表面均存在大量类解理小平面和少量二次微裂纹, 说明其断裂模式均为准解理断裂。

图8展示了Fe-Cr-B-C合金在凝固过程中从不同温度开始快速冷却后的冲击断口附近的裂纹扩展特征。对于所有快冷起始温度, 硼碳化合物共晶与基体界面均为主要裂纹萌生源, 并且粗大的硼碳化合物共晶自身也会发生破碎断裂。显然, 硼碳化合物共晶的析出导致裂纹更容易萌生, 进而恶化Fe-Cr-B-C合金的冲击韧性。

表3列出了从不同温度开始快冷后的Fe-Cr-B-C合金在磨损前和磨损10 min的平均质量, 以及磨损10 min的失重量和失重率。随着快冷起始温度的升高, 磨损

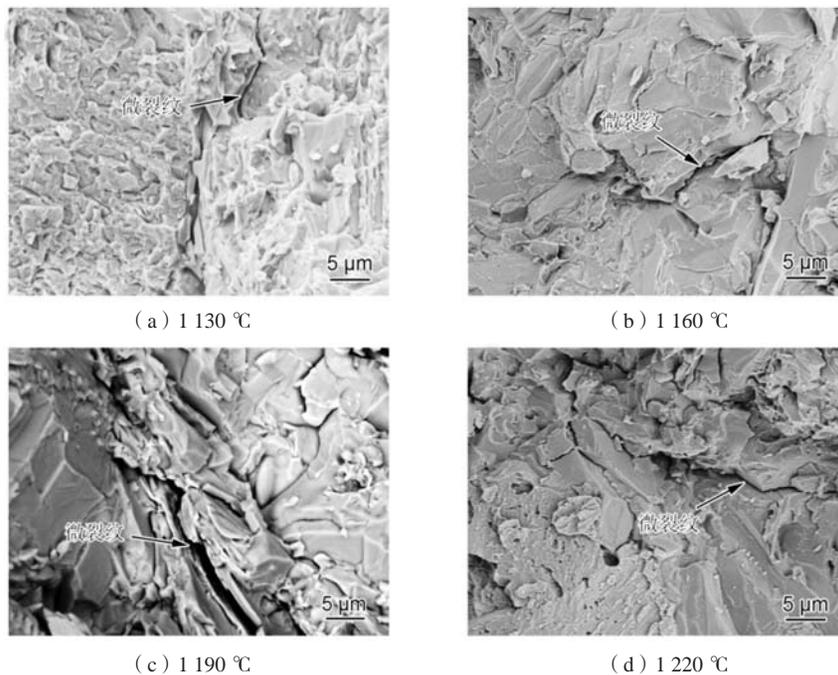


图7 Fe-Cr-B-C合金从开始快冷后的冲击断口形貌  
Fig. 7 Impact fracture morphologies of the Fe-Cr-B-C alloys after rapid cooling from

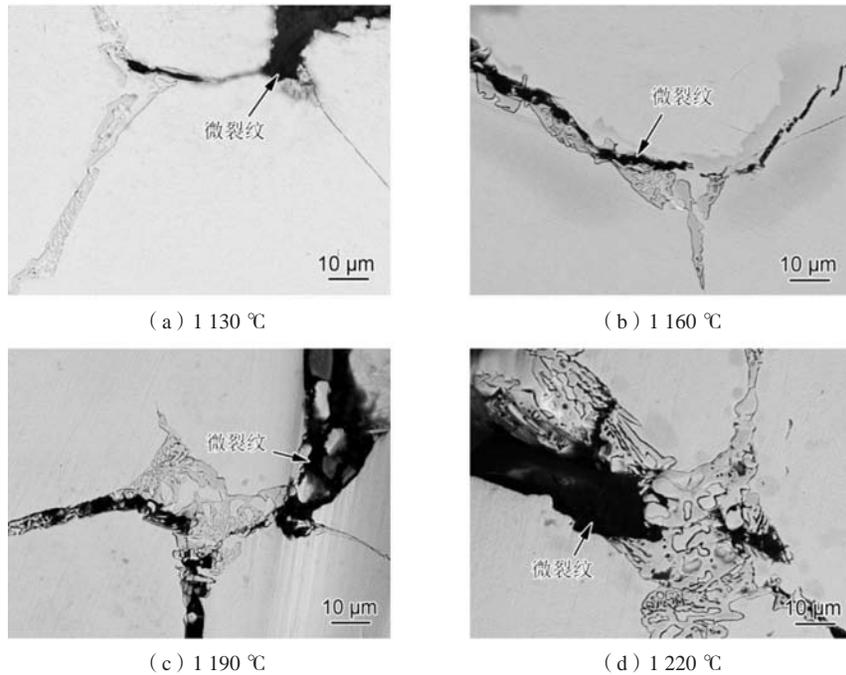


图8 Fe-Cr-B-C合金从开始快冷后的冲击断口附近的裂纹扩展特征

Fig. 8 Crack propagation characteristics near the impact fracture surfaces of the Fe-Cr-B-C alloys after rapid cooling from

表3 从不同温度开始快冷后的Fe-Cr-B-C合金在磨损前后的平均重量、失重量和失重率

Tab. 3 The average weight before and after wearing, weight loss, and weight loss rate of the Fe-Cr-B-C alloys after rapid cooling from different temperatures

温度/℃	磨损前/g	磨损后/g	失重量/g	失重率/%
1 130	70.263 3	70.156 2	0.107 1	0.152
1 160	68.311 0	68.224 4	0.086 6	0.127
1 190	69.312 8	69.197 5	0.115 3	0.166
1 220	68.233 6	68.079 9	0.153 7	0.225

10 min的失重率先明显下降后逐渐增大,快冷起始温度为1 160 °C的磨损失重率最低。这说明Fe-Cr-B-C合金在凝固过程中的最佳快冷起始温度约为1 160 °C。

### 3 讨论

试验合金中硼碳化物共晶的凝固析出温度区间为1 175~1 143 °C<sup>[12]</sup>。当快冷起始温度为1 130 °C,在快速冷却之前硼碳化物共晶就已经完成析出过程。当快冷起始温度为1 160 °C,在快冷之前析出了部分硼碳化物,而在快冷过程中析出另一部分硼碳化物共晶。由于在快速冷却之前,所有试样的凝固冷速一致,所以对于前述两种快冷起始温度,硼碳化物共晶开始析出时的残余液相体积分数也应一致,对应的硼碳化物共晶面积分数也就基本一致。当快冷起始温度升高至1 190 °C时,高于硼碳化物共晶的析出温度,此时残余液相的体积分数要明显高于前两者,导致在

快冷过程中硼碳化物共晶有更大的空间来形核长大。在油淬的快冷过程中熔池内的过冷度极高,导致发生了 $L \rightarrow \gamma + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})$ 的伪共晶反应。而伪共晶反应可扩大共晶相的析出成分范围<sup>[19]</sup>,导致析出的 $[\gamma + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})]$ 共晶尺寸更加粗大,最终形成的硼碳化物共晶面积分数更大。同理当快冷起始温度进一步升高至1 220 °C时,剩余液相的体积分数更大,析出的硼碳化物共晶的面积分数进一步提高。

Da Rosa等<sup>[20]</sup>和Takahashi等<sup>[21]</sup>研究发现,即使在较低温度下间隙原子B和C在奥氏体中的扩散速率依然很高。在试验合金的凝固过程中B和C向枝晶间区域偏析并导致硼碳化物共晶在枝晶间区域析出<sup>[12]</sup>,但其较快的扩散速度也导致B和C容易发生反向扩散。根据考虑凝固过程反向扩散的Clyne-Kurz模型<sup>[22]</sup>,液相中的溶质元素浓度可用下式计算:

$$C_L = C_0 \left[ 1 - (1 - 2\Omega(\alpha)k) f_s \right]^{1 - \frac{k-1}{2\Omega(\alpha)k}} \quad (1)$$

$$\Omega(\alpha) = \alpha \left[ 1 - \exp\left(-\frac{1}{\alpha}\right) \right] - \frac{1}{2} \exp\left(-\frac{1}{2\alpha}\right) \quad (2)$$

$$\alpha = \frac{D_s t_f}{L^2} = \frac{4D_s \Delta T_f}{\lambda_2^2 \dot{T}} \quad (3)$$

$$\Delta T_f = T_L - T_S \quad (4)$$

式中: $C_L$ 是液相中的溶质元素浓度, $C_0$ 是溶质的初始浓度, $\Omega(\alpha)$ 是固相中反向扩散程度的无量纲常数, $f_s$ 是固相率, $k$ 是合金元素的分配系数, $D_s$ 是合金元素在固相中的扩散系数, $t_f$ 是局部凝固时间, $L$ 是扩散距离, $\lambda_2$ 是二次枝晶间距, $\dot{T}$ 是局部冷却速度, $\Delta T_f$ 是凝

固区间。其中 $\Omega(\alpha)$ 数值越大表示反向扩散的程度越高<sup>[23]</sup>。根据以上公式不难推断,快速冷却能够明显减小 $\Omega(\alpha)$ 数值,抑制溶质元素在固相中的反向扩散<sup>[24]</sup>。一方面,随着试验合金快冷起始温度的升高,B和C等溶质元素在固相中的反向扩散被更早抑制,不利于B和C从枝晶间高浓度区向周围基体中扩散。另一方面,快冷起始温度的升高有利于提高马氏体中B和C的过饱和度<sup>[25]</sup>。当快冷起始温度从1 130 ℃升高至1 160 ℃,后者占主导作用,导致基体的显微硬度明显升高。当快冷起始温度继续升高至1 190 ℃及以上,前者占主导作用,导致最终马氏体基体的过饱和度下降,显微硬度逐渐减小(表2)。

洛氏硬度属于宏观硬度,对于试验合金,洛氏硬度的大小是由基体硬度和硼碳化物共晶的硬度共同决定的。随快冷起始温度从1 130 ℃升高至1 160 ℃,基体的显微硬度显著增大,而继续升高至1 190 ℃及以上,基体的显微硬度逐渐减小。但快冷起始温度对硼碳化物共晶的显微硬度没有明显影响。另外,硼碳化物共晶的显微硬度与基体的相当(表2),而前者的面积分数明显更低。因此,试验合金的洛氏硬度主要受基体硬度的影响,洛氏硬度随快冷起始温度的变化规律与基体显微硬度的变化规律一致。

断裂行为分析表明,硼碳化物共晶与基体的界面及粗大硼碳化物共晶自身是试验合金的主要裂纹萌生源(图8),所以硼碳化物共晶析出量的增多必然恶化冲击韧性。另外,马氏体基体的硬化也会降低合金的冲击韧性<sup>[26]</sup>。当快冷起始温度从1 130 ℃升高至1 160 ℃,虽然硼碳化物共晶的面积分数和尺寸没有明显变化,但马氏体基体的硬度显著提升,从而导致试验合金的冲击韧性下降。当快冷起始温度进一步升高至1 190 ℃及以上,虽然马氏体基体的硬度有所下降,但硼碳化物共晶的含量显著提升,并对冲击韧性起主导作用,从而导致冲击韧性继续下降。

#### 参考文献:

- [1] 王永林,李迎吉. TiN涂层在一般零件表面的摩擦磨损性能[J]. 装备制造技术, 2017(12): 143-145.
- [2] 魏世忠,徐流杰. 钢铁耐磨材料研究进展[J]. 金属学报, 2020, 56(4): 523-538.
- [3] 王春荣. 硼系铁基耐磨铸造合金的组织与性能研究进展[J]. 热加工工艺, 2013, 42(12): 11-13.
- [4] 赵尚丽,张月霞,王守忠. 铸造高强韧性Fe-Cr-B-C合金的试验研究[J]. 铸造, 2019(9): 977-981.
- [5] ASO S, HACHISUKA M, GOTO S. Phase transformation of iron matrix of Fe-15 mass/100 Cr-C-B alloys[J]. Journal of the Japan Society of Metals, 1997, 61(7): 567-573.
- [6] 宋绪丁. 高硼铁基系列铸造耐磨合金研制及其应用研究[D]. 西安: 长安大学, 2008.
- [7] 张艳玲. 耐磨高硼低碳铸造合金的研究[J]. 铸造, 2014, 63(12): 1273-1276.
- [8] 师晓莉,蒋业华,岑启宏,等. 稀土镁变质处理对高硼铁基合金组织和性能的影响[J]. 铸造, 2013, 62(7): 641-645.
- [9] 牟楠,卢静,王冠,等. 过共晶Fe-Cr-B-C合金的快冷组织与性能[J]. 热加工工艺, 2018, 47(18): 63-66.
- [10] LV Z, FU H, XING J, et al. Microstructure and crystallography of borides and mechanical properties of Fe-B-C-Cr-Al alloys[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 662: 54-62.
- [11] ASTINI V, PRASETYO Y, BAEK E R. Effect of boron addition on the microstructure and mechanical properties of 6.5% V-5% W high speed steel[J]. Metals and Materials International, 2012, 18: 923-931.

上述分析表明,裂纹容易在硼碳化物共晶与基体界面处萌生,且粗大硼碳化物共晶自身也容易发生开裂。在摩擦磨损过程中,当试验合金的基体硬度较低时,裂纹萌生后很容易向周围较软的基体中扩展,导致基体材料不断剥落,磨损程度较大,失重率较高。当粗大硼碳化物共晶过多时,在磨损过程中其自身发生剥落的倾向也明显增大,进而导致磨损程度提高<sup>[27]</sup>。当快冷起始温度为1 130 ℃时,试验合金基体的硬度明显更低,导致其耐磨性能较差,失重率较高。当快冷起始温度升高至1 160 ℃时,基体硬度显著提高,同时硼碳化物共晶面积分数和尺寸无明显变化,导致其耐磨性能显著提高。当快冷起始温度升高至1 190 ℃及以上,基体的硬度开始下降,同时析出了更多粗大硼碳化物共晶,从而导致耐磨性能严重恶化。基于本课程的研究结果,在砂型铸造过程中,在1 160 ℃左右打开砂箱,并将铸件迅速放入淬火油中进行快冷处理,可获得高硬度和优异的耐磨性能。

## 4 结论

(1) 对于所有快冷起始温度(1 130~1 220 ℃), Fe-Cr-B-C合金的显微组织均由板条马氏体基体和网状硼碳化物共晶构成,而网状硼碳化物主要由 $[\gamma + (\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{B}, \text{C})]$ 共晶和微量细小Nb(C, B)组成。

(2) 当快冷起始温度由1 130 ℃升高至1 160 ℃,硼碳化物共晶面积分数无明显变化,继续升高至1 190 ℃及以上时,硼碳化物共晶的面积分数明显增大。

(3) 随着快冷起始温度的升高,洛氏硬度先增大后显著降低,而冲击吸收能量不断下降,耐磨性能先改善后恶化。其中从1 160 ℃开始快冷的合金洛氏硬度最高HRC 63.0±0.9,耐磨性能最佳。

(4) 快冷起始温度对Fe-Cr-B-C合金强韧性和耐磨性能的影响主要与马氏体基体的过饱和度和硼碳化物共晶的析出量有关。

- [12] 赵广迪, 李阳, 姚晓雨, 等. B对Fe-Cr-B-C合金凝固行为、强韧性及耐磨性的影响 [J/OL]. 金属学报, 1-21 [2025-03-23]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/21.1139.TG.20231101.1655.010.html>.
- [13] 赵广迪, 李阳, 秦墨周, 等. 高硼铁基耐磨合金组织性能的研究进展 [J]. 辽宁科技大学学报, 2023, 46 (3): 176-180.
- [14] 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.
- [15] 顾建, 符寒光, 雷永平. 热处理对 Fe-5Cr-1.4 B 合金组织和性能的影响 [J]. 现代铸铁, 2013 (4): 78-84.
- [16] 吴宪吉, 宋元元, 杨志荣, 等. 淬火温度对Fe-Cr-B-C合金涂层组织及硬度的影响 [J]. 金属热处理, 2022, 47 (10): 224-227.
- [17] 王楚今, 于镇铭, 赵广迪, 等. 淬火介质对Fe-Cr-B-C耐磨合金显微组织和强韧性的影响 [J]. 辽宁科技大学学报, 2024, 47 (5): 321-329.
- [18] 李阳, 赵广迪, 臧喜民, 等. B对Fe-Cr-B-C合金热处理后显微组织和强韧性的影响 [J]. 特殊钢, 2024, 45 (5): 25-33.
- [19] ZHAO G D, YANG G L, LIU F, et al. Transformation mechanism of ( $\gamma + \gamma'$ ) and the effect of cooling rate on the final solidification of U720Li alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2017, 30: 887-894.
- [20] DA ROSA G, MAUGIS P, PORTAVOCE A, et al. Grain-boundary segregation of boron in high-strength steel studied by nano-SIMS and atom probe tomography [J]. Acta Materialia, 2020, 182: 226-234.
- [21] TAKAHASHI J, ISHIKAWA K, KAWAKAMI K, et al. Atomic-scale study on segregation behavior at austenite grain boundaries in boron- and molybdenum-added steels [J]. Acta Materialia, 2017, 133: 41-54.
- [22] CLYNE T W, KURZ W. Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion [J]. Metallurgical Transactions A, 1981, 12: 965-971.
- [23] SEO S M, LEE J H, YOO Y S, et al. A comparative study of the  $\gamma/\gamma'$  eutectic evolution during the solidification of Ni-base superalloys [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2011, 42: 3150-3159.
- [24] ZHAO G, ZANG X, LI W, et al. Study on primary carbides precipitation in H13 tool steel regarding cooling rate during solidification [J]. China Foundry, 2020, 17 (3): 235-244.
- [25] 王鑫, 索忠源, 王文革, 等. 热处理对ZGCr17Ni2马氏体不锈钢组织及硬度影响 [J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39 (9): 940-942.
- [26] 冀宣名, 王礼榕, 杨明, 等. 淬火-配分处理对30CrMnSiA钢冲击韧性的影响 [J]. 材料科学与工艺, 2024, 32 (3): 18-28.
- [27] 王智慧, 万国力, 贺定勇, 等. Fe-Cr-B-C堆焊合金的组织与耐磨性 [J]. 材料工程, 2014 (9): 57-62.

## Effect of Rapid Cooling Initial Temperature During Solidification Process on the Strength-Toughness and Wear Resistance of Fe-Cr-B-C Alloy

ZHAO Guang-di<sup>1</sup>, MA Long<sup>2</sup>, YU Jiang-cheng<sup>1</sup>, AN Zhi-yi<sup>3</sup>, HAN Si-ying<sup>1</sup>, YU Zhen-ming<sup>1</sup>, WANG Chu-jin<sup>1</sup>

(1. School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, Liaoning, China; 2. Power Plant Equipment Research Institute, Beijing Electric Power Equipment Factory Co., Ltd., Beijing 102401, China; 3. School of Materials Science and Engineering, Shenyang Aerospace University, Shenyang 110136, Liaoning, China)

### Abstract:

Fe-Cr-B-C alloy is a new type and low-cost wear-resistant alloy. The alloy prepared by the permanent mold casting process with a relatively fast solidification cooling rate possesses higher hardness and excellent wear resistance, and has the potential for direct use in the as-cast state. In order to explore how to make the sand cast Fe-Cr-B-C alloy have excellent wear resistance in the as-cast state as well, the influence of the rapid cooling initial temperature (1 130-1 220 °C) during the solidification process on the microstructure, hardness, impact toughness and wear resistance of the alloy was mainly investigated in this project. The results show that the matrix of Fe-Cr-B-C alloy after rapid cooling treatment was lath martensite, and network boron carbides consisting of eutectic [ $\gamma + (\text{Fe, Cr})_2(\text{B, C})$ ] and trace fine Nb(C, B) were formed. As the initial temperature of rapid cooling increased from 1 130 °C to 1 160 °C, there was no significant change in the area fraction of boron carbides; As the temperature continued to rise from 1 160 °C to 1 220 °C, the area fraction of boron carbides gradually increased. As the initial temperature of rapid cooling increased, the Rockwell hardness of Fe-Cr-B-C alloy first increased and then decreased, and the highest Rockwell hardness of HRC 63.0 ± 0.9 was achieved after rapid cooling from 1 160 °C. However the impact absorbed energy continuously decreased and the wear resistance first increased and then decreased. The wear weight loss rate was the smallest and the wear resistance was the best when the initial temperature of rapid cooling was 1 160 °C. The effect of rapid cooling initial temperature on the wear resistance of Fe-Cr-B-C alloy is mainly related to the supersaturation of the martensitic matrix and the precipitation of boron carbides.

### Key words:

wear-resistant alloy; solidification; rapid cooling treatment; strength-toughness; wear resistance