

锻造加热处理对高硼铸造铁基合金 组织与性能的影响

张建军, 高义民, 邢建东, 马胜强, 刘力

(西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 710049, 西安)

摘要: 采用锻造+热处理复合工艺消除高硼铸造铁基合金中硼化物的连续网状分布, 显著提高了合金的韧性. 借助扫描电镜、透射电镜和 X 射线衍射仪等手段分析了锻造+热处理对高硼铸造铁基合金组织与性能的影响, 结果表明: 锻造使网状硼化物破断, 获得了均匀分布在基体中的条块状硼化物, 硼化物局部出现“颈缩”和亚晶界; 经热处理后, 硼化物尖角圆整化, 而存在“颈缩”部位和亚晶界的硼化物则断开和球化; 经锻造+热处理复合工艺处理后, 合金的宏观硬度略有增加, 由 HRC 51.4 增加到 HRC 54.7, 冲击韧性则大幅度提高, 由 5 J/cm^2 提高到 107 J/cm^2 , 增加了约 21 倍, 冲击断口由脆性断口转变为韧性断口.

关键词: 高硼铸造铁基合金; 锻造; 热处理; 硼化物

中图分类号: TG142.72 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2010)08-0112-05

Effects of Forging and Heat Treatment on Microstructure and Properties of High Boron Cast Ferroalloy

ZHANG Jianjun, GAO Yimin, XING Jiandong, MA Shengqiang, LIU Li

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: To eliminate the boride network in high boron cast ferroalloy, the combined process of forging with heat treatment is adopted. The prepared samples are analyzed by using scanning electron microscope, transmission electron microscopy, and X-ray diffraction. The results show that forging breaks up the boride network and leads to uniform distribution of boride in matrix. During subsequent heat treatment, spheroidized boride is able to be obtained. The hardness of the high boron cast ferroalloy treated with the combined process increases from HRC 51.4 to HRC 54.7, while the toughness increases evidently from 5 J/cm^2 to 107 J/cm^2 , and the fracture morphology changes from brittle manner to toughness manner.

Keywords: high boron cast ferroalloy; forging; heat treatment; boride

硼是我国的富有元素, 钢中加入微量的硼可以显著增加淬透性, 获得优异的机械性能, 并能节约大量的贵金属和稀缺合金元素^[1]. 然而有研究表明, 在钢铁材料中如果硼的质量分数超过 0.01%, 就会在晶界形成硬而脆的硼化物, 使得材料的韧性急剧下降^[2], 因此生产中一般都严格控制硼的加入量, 以避免形成硼化物. 但是, 近年来的研究发现, 这种高

硬度的硼化物可以作为耐磨材料的耐磨相, 因此可以在钢中加入较多的硼(质量分数为 0.1% ~ 3.8%), 使其形成大量作为耐磨骨架的硼化物^[3-4]. 高硼铸造铁基合金有可能成为继高铬铸铁、镍硬铸铁后另一种新型的耐磨材料. 与高铬铸铁、镍硬铸铁相比, 高硼铸造铁基合金具有加入合金元素少、成本低廉等优势, 发展潜力十分巨大.

但是,高硼铸造铁基合金中的硼化物呈连续网状分布,割裂了金属基体的连续性,裂纹易于沿网状硼化物产生并迅速扩展,因而具有较大的脆性,在一些既需要耐磨性又要受冲击载荷的工况下,其应用受到很大限制.为了提高高硼铸造铁基合金的韧性,人们采用了合金化、热处理、稀土变质等手段^[5-7],虽然取得了一些效果,但并未从根本上解决其韧性低的问题.硼化物的连续网状分布是高硼铸造铁基合金韧性低的根本原因,因此改善硼化物的连续网状分布形态是提高高硼铸造铁基合金韧性最有效的方法.试验证明,锻造是改善白口铸铁共晶碳化物网状分布、提高强韧性的有效手段^[8],热处理也是常用的改善白口铸铁中碳化物形态的方法^[9].据文献^[10]报道,采用热处理可使 M2 高速钢中的共晶碳化物由断网状转变为团球状.高硼铸造铁基合金中硼化物的网状分布形态与白口铸铁和高速钢中碳化物的网状分布形态类似,因此,本文通过锻造的方法来改变高硼铸造铁基合金中硼化物的网状分布形态,实现硼化物断网并均匀分布,再结合热处理,使硼化物进一步断开和球化,大幅度提高了高硼铸造铁基合金的韧性.目前,采用锻造+热处理复合工艺来实现硼化物断网并球化的研究还未见报道.

1 试验方法

1.1 熔炼、浇铸工艺

试验材料在 10 kg 中频感应电炉内熔炼,采用二氧化硅酸性炉衬.原材料采用废钢、铬铁、锰铁、硅铁、钼铁、硼铁等,根据化学成分进行配料.为了保证硼的收得率,在加入硼铁前要进行插铝脱氧.熔炼温度为 1 500~1 550 ℃,浇铸温度为 1 450~1 500 ℃,铸锭尺寸为 $\varnothing 50\text{ mm}\times 120\text{ mm}$.将铸锭的冒口和底部切掉,再车削至 $\varnothing 44\text{ mm}$.锻造用铸锭的最后尺寸为 $\varnothing 44\text{ mm}\times 80\text{ mm}$ 圆柱.合金的化学成分质量分数为: C 0.4%, B 0.4%, Si 0.5%, Mn 0.8%, Cr 1.8%, Mo 0.5%, S、P 均不大于 0.05%.

1.2 锻造工艺

用 150 kg 空气锤进行锻造.锻造时的变形程度直接影响高硼铸造铁基合金内硼化物的断网程度和分布情况,因此采用反复镦粗-拔长的十字锻造法,毛坯沿轴向镦粗后,再沿横截面中两个互相垂直的方向进行反复镦拔.

本文参照文献^[11]中的锻造比计算方法,在反复镦粗拔长时只计算拔长的锻造比,反复镦粗拔长时的总锻造比 Y 等于各次拔长的锻造比之和

$$Y = Y_1 + Y_2 + Y_3 + \cdots + Y_n \quad (1)$$

为了研究不同变形量对硼化物破碎程度及分布情况的影响,总锻造比分别取为 4 和 8.高硼铸造铁基合金的锻造温度范围根据 Fe-B 二元相图^[1]确定,约在 900~1 100 ℃之间.

本文采用的锻造工艺如下:保温温度为 1 050 ℃,保温时间为 40 min,始锻温度为 1 050 ℃,终锻温度为 900 ℃,总锻造比分别为 4 和 8,空气中冷却,回炉不超过 4 次.采用“两轻一重”的锻造方法,始锻时轻击快打,锻件开坯后增加打击能量,尽可能增大锻造比,终锻时则恢复轻打.锻造后没有出现锻裂现象,成材率较好,说明此锻造工艺是可行的.

1.3 热处理工艺

由于高硼铸造铁基合金的铸态组织不均匀,易出现冷裂,为防止铸锭在锻造过程中开裂,在锻造前进行了去应力退火(1 050 ℃-4 h,炉冷),以达到消除结晶应力、均匀内部组织的目的,同时提高铸态组织的热传导系数,改善热塑性.

高硼铸造铁基合金锻造后热处理的目的是强化基体,使基体转变为强韧性较好的马氏体,并进一步改善硼化物的形态,使“颈缩”和存在亚晶界的硼化物断开并球化.由 Fe-B 二元相图可知,硼在 γ 铁中的溶解度随温度的升高而增加,温度越高越有利于断网的硼化物进一步断开和球化,但是较高的热处理温度又会带来奥氏体晶粒粗化和脱碳、脱硼等现象,因此高硼铸造铁基合金的热处理温度也不能过高.通过综合考虑,将试样的热处理温度选择在 1 050 ℃,保温 1.5 h 后水淬,并于 200 ℃回火 4 h.

1.4 组织和物相分析

试样的金相面用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀,采用 CSM950 型扫描电子显微镜(SEM)观察硼化物的形态及分布,并用 JEM-200CX 型透射电子显微镜(TEM)分析试样的微观变形机制.用 MXP21VAHF 型高温 X 射线衍射仪(XRD)进行物相定性分析,具体参数为: Cu-K α 辐射,管电流 200 mA,管电压 40 kV,扫描速度 2 (°)/min, 10°~90°耦合连续扫描,步进 0.02°.

1.5 力学性能试验

使用 HRS-150 型洛氏硬度计测量宏观硬度,取 5 次测量结果的平均值.利用 JB-300B 一次摆锤冲击试验机测量冲击韧性,冲击试样为 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 55 mm 无缺口试样,跨距为 40 mm,取 3 次测量结果的平均值.

2 试验结果与分析

2.1 退火组织

退火态高硼铸造铁基合金的显微组织如图 1 所示,主要由金属基体和共晶组织组成,共晶组织局部形成团簇. XRD 分析结果如图 2 所示. 结合 Fe-B 二元相图及 XRD 分析结果可知,合金的微观组织主要由珠光体、铁素体和沿晶界呈网状分布的共晶硼化物 Fe_2B 组成.

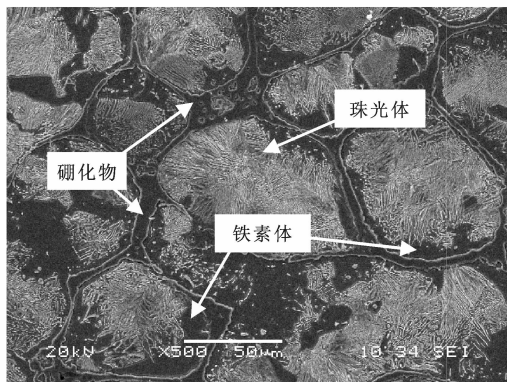


图 1 高硼铸造铁基合金的退火组织

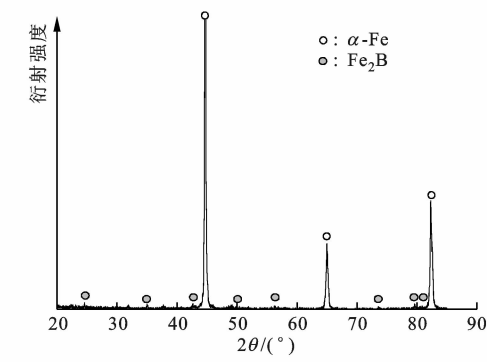
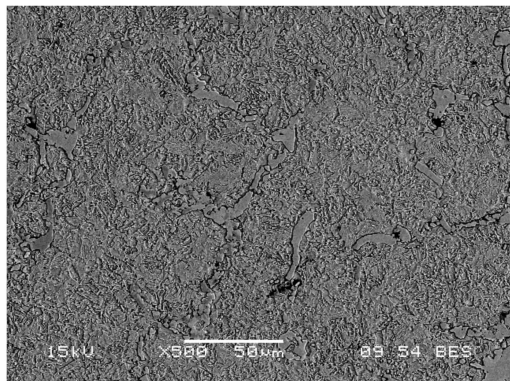


图 2 XRD 分析结果

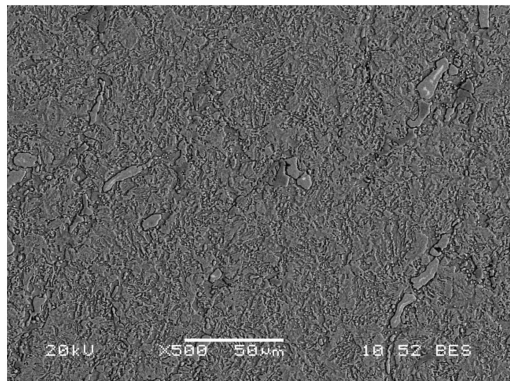
2.2 高硼铸造铁基合金的塑性变形机制

图 3 为高硼铸造铁基合金锻造后空冷的扫描电镜背散射(BSE)显微组织照片. 从图中可以看到:网状硼化物在锻造后明显断开,由连续网状成为断续网状,均匀粗厚的部位明显减少,形成了许多“颈缩”部位(见图 3a);硼化物进而被破碎成条状或块状,有尖锐的棱角(见图 3b);随锻造比的增加,硼化物趋于弥散分布.

高硼铸造铁基合金加热到 $1\ 050\ ^\circ\text{C}$ 时,基体转变为奥氏体,具有很好的塑性变形能力,而硼化物仍呈网状分布. 在塑性变形过程中,塑性较好的奥氏体基体沿垂直于外力方向发生黏滞流动,这必然会对



(a)Y=4



(b)Y=8

图 3 铸锭锻造后的扫描电镜 BSE 显微组织照片

网状硼化物产生牵拉作用,当应力达到一定值时,硼化物发生变形,网状硼化物沿滑移面滑移并产生亚晶界(见图 4),最后使网状硼化物发生断裂,破断处因奥氏体的塑性流动又被黏合起来,最终使得硼化物呈断网状分布,基体的连续性大大加强. 随着变形量的增加,硼化物被破碎成条状或块状,在压应力的作用下随着包裹它的基体流动并均匀分布在基体上,如图 3b 所示.

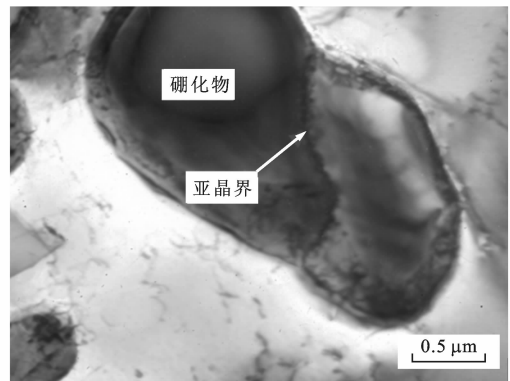


图 4 锻造形成的硼化物亚晶界 TEM 照片(Y=8)

2.3 锻造加热处理促进硼化物团球化的机理

图 5 和图 6 分别为高硼铸造铁基合金采用直接热处理和锻造+热处理复合工艺处理后的显微组织,可见基体已经全部转变为马氏体组织。从图 5 中可以观察到,在直接进行热处理的高硼铸造铁基合金中,硼化物的网状形貌没有发生变化,表明合金有很高的热稳定性,单纯采用热处理工艺不能改变硼化物的网状分布,更不能获得球状硼化物。从图 6 中可以观察到,采用锻造+热处理复合工艺处理后,合

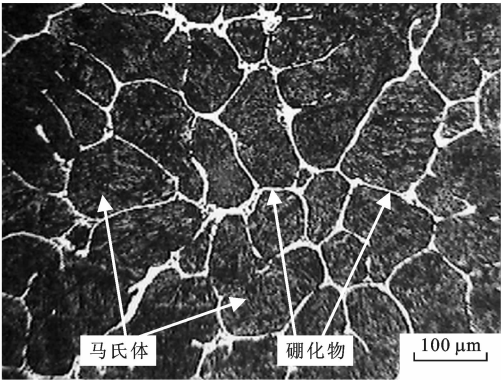
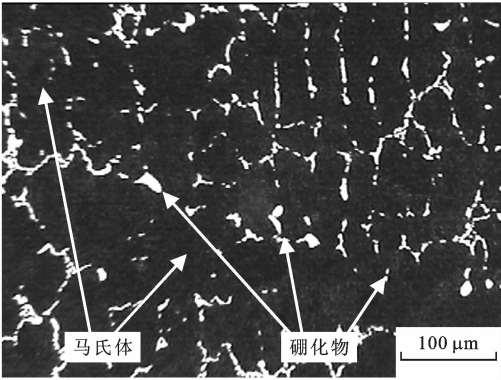
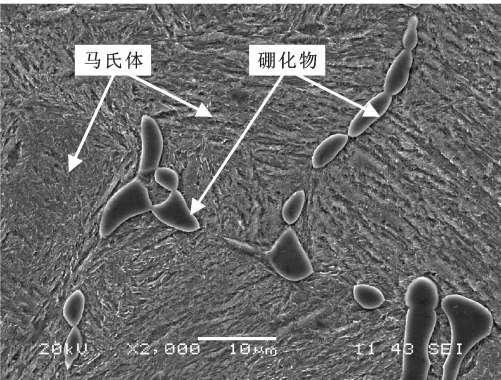


图 5 高硼铸造铁基合金的热处理显微组织



(a)金相组织



(b)SEM 组织

图 6 采用锻造+热处理复合工艺处理后的
高硼铸造铁基合金显微组织(Y=8)

金中的硼化物呈团球状,因此可以确定锻造有利于硼化物在热处理后转变为团球状。

从图 6 还可以看到,硼化物的尖角已圆整化,而存在“颈缩”部位和亚晶界的硼化物则在热处理后断开并球化。硼化物尖角的圆整化是由于尖角处的曲率半径与均匀厚度处的曲率半径不同,而硼化物的断开和球化是由于硼化物中存在“颈缩”使得硼化物各处的曲率半径不同,同时硼化物中亚晶界的存在也使硼化物内产生一种界面张力,导致硼化物在亚晶界出现沟槽,且沟槽两侧成为曲面(如图 6 所示),从而产生不同的曲率半径。不同曲率半径处基体中的溶质浓度不同,这为硼原子扩散和析出提供了驱动力。在硼化物上曲率半径为 r 的界面处,基体中合金元素的平衡浓度为^[12]

$$\ln \frac{c_r}{c_\infty} = \frac{2M\sigma}{RT\rho r} \tag{2}$$

式中: c_r 和 c_∞ 分别为硼化物界面上曲率半径为 r 和无穷大处基体中合金元素的平衡浓度; M 为相对分子质量; σ 为硼化物与基体间的界面张力; R 为通用气体常数; T 为热力学温度; ρ 为基体的密度。

由式(2)可以看出, r 值越小则界面基体中的溶质浓度越高。因此,硼化物的溶解度与其曲率半径有关。硼化物破碎后尖角处的曲率半径小于平直处,故靠近曲率半径小的硼化物尖角处的奥氏体中含硼量高,而靠近曲率半径大的硼化物平直处的奥氏体中含硼量低,这势必引起奥氏体中的硼原子从硼化物尖角处向平直处扩散,从而破坏了界面的平衡,使硼化物尖角处母相奥氏体的含硼量不饱和,而硼化物平直处母相奥氏体的含硼量过饱和。为了恢复平衡,尖角处硼化物溶解使曲率半径增大,平直处硼化物长大使曲率半径减小,最终使硼化物的尖角圆整化,使存在“颈缩”或亚晶界的硼化物断开并球化。

2.4 力学性能及断口分析

对高硼铸造铁基合金采用锻造+热处理复合工艺处理后的试样进行了硬度和冲击韧性测试,并与未进行锻造变形($Y=0$)而直接热处理的试样做了对比,结果如图 7 所示。由图可见,合金经锻造变形后,宏观硬度略有增加,由 HRC 51.4 提高到 HRC 54.7,冲击韧性则大幅度提高,由 5 J/cm^2 提高到 107 J/cm^2 ,增加了约 21 倍。这是由于锻造使网状硼化物断网,变为条状或块状分布于基体中,消除了网状硼化物对基体的割裂作用,使基体成为连续相,热处理则使硼化物进一步断开和球化,基体的连续性得到进一步加强。同时,锻造消除了合金铸态组织中

的内部缺陷,如缩孔、缩松、裂纹等,减小了应力集中,延缓了裂纹的萌生与扩展,提高了材料的致密度和强韧性.随锻造变形量的增加,沿晶界分布的硼化物网被进一步破碎,硼化物在钢中的分布更加均匀,因而能使合金的韧性得到进一步提高.

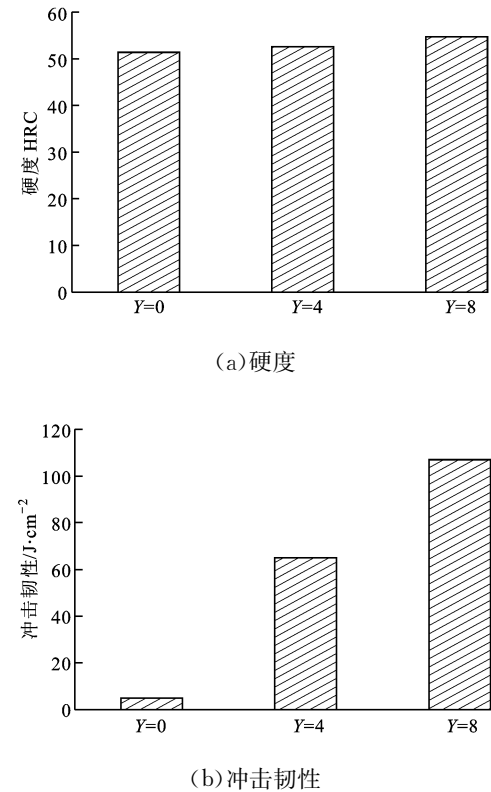
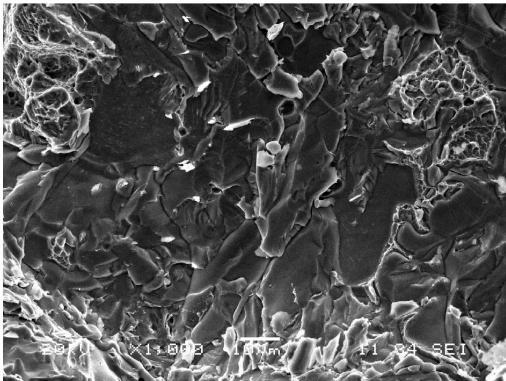
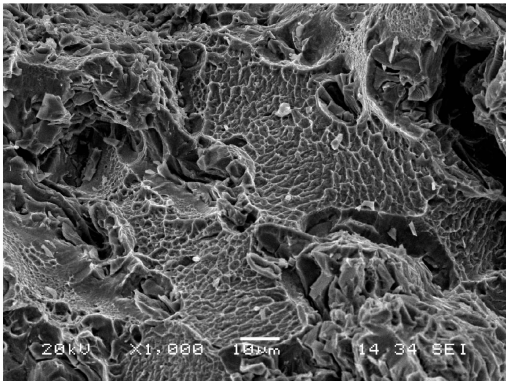


图7 锻造+热处理复合工艺处理后试样的力学性能

直接热处理和锻造+热处理复合工艺处理后试样的冲击断口形貌如图8所示.由图8a可见,直接热处理试样的冲击断口中存在大量的小晶面,并且在这些小晶面周围分布着较深的裂纹.这些小晶面是硼化物断裂时的解理面,其断口呈现出典型的解理断裂特征.在断裂过程中,裂纹沿着小晶面萌生并迅速扩展,使硼化物与基体快速分离并发生断裂.同时,在硼化物周围存在局部韧窝,且韧窝较浅,表明材料在断裂前仍发生了一定的塑性变形.由图8b可见,采用锻造+热处理复合工艺处理后,冲击断口中存在较多韧窝,且韧窝较深,大小均匀,属于典型的韧性断裂特征.具有这种断裂特征的原因主要是采用锻造+热处理后,硼化物由网状转变成断网状和球状分布,基体成为高韧性的连续相,这就使得断裂过程中裂纹尖端在遇到连续基体时,裂纹扩展功迅速被高韧性的基体吸收,应力集中得到有效释放,从而使裂纹扩展大大减缓,因此在断裂过程中产生大量韧窝,表现出较高的韧性.



(a)直接热处理



(b)锻造+热处理(Y=8)

图8 高硼铸造铁基合金的冲击断口微观形貌

3 结 论

- (1)高硼铸造铁基合金的退火态组织由珠光体、硼化物和少量铁素体组成,硼化物在组织中呈连续网状分布,且局部形成团簇.
- (2)锻造可以使网状硼化物断开,变为条状或块状分布,局部出现“颈缩”,同时硼化物中还有亚晶界存在,这些都是硼化物在后续热处理过程中进一步断网和球化的必要条件.热处理后,基体转变为马氏体组织,硼化物的尖角圆整化,存在“颈缩”和亚晶界的硼化物断开并球化.
- (3)高硼铸造铁基合金采用锻造+热处理复合工艺处理后,宏观硬度略有增加,由 HRC 51.4 提高到 HRC 54.7,冲击韧性则大幅度提高,由 5 J/cm² 提高到 107 J/cm²,增加了约 21 倍,冲击断口由脆性断口转变为韧性断口.

参考文献:

[1] 本溪钢铁公司第一炼钢厂. 硼钢[M]. 北京:冶金工业出版社,1977.

- [2] BAARMAN M H. Effect of boron additions on continuous cast low-carbon steel wire [J]. Scandinavian Journal of Metallurgy, 1998,27(4):148-158.
- [3] 付寒光,蒋志强. 耐磨铸造 Fe-B-C 合金的研究[J]. 金属学报, 2006,42(5):545-548.
FU Hanguang, JIANG Zhiqiang. A study of abrasion resistant cast Fe-B-C alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006,42(5):545-548.
- [4] 郭长庆,高守忠. 新型铁基耐磨材料 FCB 合金[J]. 铸造, 2004,53(10):761-764.
GUO Changqing, GAO Shouzhong. New Fe-base wear-resistant material FCB alloys [J]. Foundry, 2004, 53(10):761-764.
- [5] LIU Zhongli, CHEN Xiang, LI Yanxiang, et al. Effect of chromium on microstructure and properties of high boron white cast iron [J]. Metallurgical and Materials Transactions: A, 2008,39(3):636-641.
- [6] GUO Changqing, WANG Caidong, LIU Xiaoping, et al. Effect of variable heat treatment modes on microstructures of Fe-Cr-B cast iron alloy [J]. China Foundry, 2008,5(1):28-31.
- [7] FU Hanguang, XIAO Qiang, KUANG Jiakai, et al. Effect of rare earth and titanium additions on the microstructures and properties of low carbon Fe-B cast steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2007,466(1/2):160-165.
- [8] CHAKRABARTI A K, SARKHEL S, GHOSH S. Forging white cast iron [J]. Transactions of the Indian Institute of Metals, 1980,33(6):467-472.
- [9] MA Qian, LIU Baicheng, WANG Zhaochang. Break-up of eutectic carbide network of white cast irons at high temperatures [J]. Journal of Materials Science, 1995,30(13):3383-3386.
- [10] DI Hongshuang, ZHANG Xiaoming, WANG Guodong, et al. Spheroidizing kinetics of eutectic carbide in the twin roll-casting of M2 high-speed steel [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2005,166(3):359-363.
- [11] 冯光纯. 合金钢与非铁合金锻造工艺学[M]. 重庆:重庆大学出版社, 1992:120.
- [12] 翟启杰,关绍康,商全义,等. 合金热力学理论及其应用[M]. 北京:冶金工业出版社, 1999:141-142.

(编辑 葛赵青)