

• 试验研究 Experimental Research •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2020.07.001

高硼奥氏体钢的高温力学性能

陈祥^{1,2}, 李言祥^{1,2}, 刘源^{1,2}, 张华伟^{1,2}

(1. 清华大学材料学院, 北京 100084; 2. 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘要: 采用热力学模拟实验机研究了高硼奥氏体钢在 850 °C 下的高温力学性能, 采用光学体视显微镜和 SEM 研究了材料的组织状态。分析了 B 和 C 含量变化对材料室温及高温力学性能的影响。结果表明, 添加 B 后, B 在实验钢基体内以 M_2B (M 为 Fe, Cr 或 Mn) 型硼化物的形式分布在奥氏体基体上, 有效提高了材料的高温力学性能, 材料硬度由 200 HV 提高到 302 HV, 850 °C 拉伸屈服强度由 144 MPa 提高到 190 MPa, 压缩屈服强度由 140 MPa 提高到 168 MPa; 而 C 含量提高时, 高硼奥氏体钢基体内硼化物形态得到了圆整化、分布趋于粒状离散化, 材料硬度由 239 HV 提高至 312 HV, 850 °C 拉伸屈服强度由 165 MPa 提高到 197 MPa, 压缩屈服强度由 166 MPa 提高到 184 MPa。高硼奥氏体钢的高温力学性能优于用于对比的经电渣重熔的 ESR-H13 钢。

关键词: 奥氏体; 硼化物; 高硼奥氏体钢; 高温力学性能

中图分类号: TG142

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2020)07-0597-05

High Temperature Mechanical Properties of High-Boron Austenitic Steels

CHEN Xiang^{1,2}, LI Yanxiang^{1,2}, LIU Yuan^{1,2}, ZHANG Huawei^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China; 2. Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education of China, Beijing 100084, China)

Abstract: The high-temperature mechanical properties of high-boron austenite steels (HBASSs) were studied at 850 °C using a dynamic thermal-mechanical simulation testing machine. The microstructure of the material was studied by optical stereoscopic microscope and SEM. The effects of B and C contents on the mechanical properties at room temperature and high temperature of the HBASSs were analyzed. The results show that after adding B, B is distributed on the austenitic matrix in the form of M_2B (M as Fe, Cr or Mn) borides in the experimental steel matrix, which effectively improved the mechanical properties of the material at high temperature. The hardness of the material increases from 200 HV to 302 HV, the tensile yield strength at 850 °C increases from 144 MPa to 190 MPa, and the compressive yield strength increased from 140 MPa to 168 MPa. When the content of C increases, the borides in the matrix of high-boron austenitic steel are rounded and dispersed in granular manner. While the hardness of the material increase from 239 HV to 312 HV, the tensile yield strength at 850 °C increases from 165 MPa to 197 MPa, and the compressive yield strength increases from 166 MPa to 184 MPa. The high boron austenitic steel has better mechanical properties at high temperature than ESR-H13 steel which is remelted by electroslag for comparison.

Key words: austenite; boride; high-boron austenite steel (HBAS); high temperature mechanical property

对高 B 铁基合金的研究发现^[1-10], 以 Fe-B 共晶替代 Fe-C 共晶, 以硼化物替代碳化物作强化相, 可以降低 C 的加入量, 得到含 C 量较低、强韧性好的基体; B 在 Fe 中的溶解度极低, 而 C 几乎不溶于硼化物, 同时硼化物的高温回火稳定性好, 没有聚集长大的趋势^[11-15]。本研究采用向奥氏体基体钢中添加 B 从而在基体内形成硼化物硬质强化相, 而不采用加入 Mo 和 V 等强烈形成碳化物元素的常规设计思路, 来开发一种以奥氏体为基体的新型高硼奥

氏体钢。本文通过改变新型高硼奥氏体钢中 B、C 含量的方法, 分析了 B、C 对新型高硼奥氏体钢材料室温高温力学性能的影响规律。

1 实验方法

原料采用电解锰、硼铁、硅铁、微碳铬铁、金属 Ni 板、Cu 棒、C 颗粒、纯 Fe 等。实验用钢采用感应电炉冶炼, 熔清并调整成分后采用树脂砂铸型浇注 Y 型试块 (220 mm×25 mm)。所有的试块均用线切割从 Y 型试块上 75mm 位置截取, 以排除尺寸和冷却因素对材料组织和性能的影响。由于高硼奥氏体钢是使用硼化物作为强化相而不采用第二相碳化物析出强化, 因而其热处理工艺较为简单。对截取的试块

收稿日期: 2020-03-25

作者简介: 陈祥 (1970-), 内蒙古包头人, 教授, 研究方向: 铸造合金材料、泡沫金属及其复合材料的研究工作。

电话: 010-62786355, E-mail: xchen@tsinghua.edu.cn

进行 930 °C, 3 h 扩散退火, 1 150~950 °C 锻造(六面锻打)处理(锻造比 3), 锻件尺寸 270 mm×72 mm×22 mm, 锻后直接取样制备各项性能测试所需试样。使用 PDA-7000 型直读光谱仪测量试样化学成分, 其中合金的 B 含量采用电感耦合等离子体发射光谱技术(ICP-AES)进行分析, 具体结果见表1。

采用 ZBC2302-2 型冲击试验机测试材料的室温冲击性能, 实验环境温度为 18 °C, 试样为标准 Charpy 试样(尺寸为 10 mm×10 mm×50 mm, U 型缺口)。使用 Gleeble-1500D 热模拟试验机测试材料在高温下的拉伸、压缩性能, 拉伸试样尺寸为直径 6 mm, 长 120 mm,

采用 D/max-III A X 射线衍射仪(XRD)对高硼奥氏体钢进行分析, 采用 CuK_{α1} 辐射, 管电压 40 kV, 管电流 100 mA, 10~100 耦合连续扫描方式, 扫描速度为 4 °/min, 步进 0.02°。采用 Neophot32 光学金相显微镜(OM)、JSM-6460 扫描电子显微镜(SEM)、JEM-2100 透射电子显微镜(TEM)对高硼奥氏体钢的显微组织进行分析。金相试样经线切割取样后, 粗磨, 抛光, 用 3% 的硝酸酒精溶液进行浸蚀。TEM 试样的制备过程如下: 试样经线切割成

0.35 mm 厚的薄片后, 在粒度为 800 的砂纸上减薄到 50~70 μm, 然后用冲床制成 φ3 mm 的圆片, 最后采用高氯酸+乙醇电解溶液, 在 -15 °C 下进行双喷减薄。

2 实验结果与分析

2.1 硼对合金显微组织与力学性能的影响

图 1 为经锻造处理后实验用高硼奥氏体钢的 SEM 像及 EDS 谱。B0 钢的显微组织为单一奥氏体组织, 如图 1(a), 其硬度较低, 仅为 200 HV, 但室温冲击韧度高达 252 J。在添加 0.3wt%B 之后, 由于硼化物的作用^[12,13], B2 钢的显微组织中出现了大量的硼化物, 如图 1(b), 硼化物均匀分布于基体内, 形态较为圆整, 且具备网状分布的特征, 但并不完全连续; 基体组织致密, 硼化物主要沿晶界分布, 而在硼化物附近可见细小弥散分布的析出物颗粒; 合金的硬度增加到 302 HV, 而冲击韧度下降到 16 J。可见, B 的加入降低了实验钢的室温冲击韧度, 但显著提高了奥氏体钢的硬度。经 EDS 分析, 见图 1(c) 和图 1(d), 可以得出, 图 1(b) 中的 1 点对应的化合物为硼化物, 2 点对应的化合物为碳化物。

表 1 实验钢的化学成分 w(%)
Tab.1 Composition of the tested steels

Steel No.	C	B	P	S	Cr	Mn	Si	Ni	Cu	Mo	V
B0	0.3	—	0.012	0.013							
B1	0.2	0.54	0.012	0.011	6~12	6~12	0.6~1.2	4~12	0.3~0.6	—	—
B2	0.3	0.65	0.012	0.010							
B3	0.4	0.56	0.012	0.010							
ESR-H13	0.39	—	0.009	0.005	5.11	0.47	1.01	—	—	1.29	0.93

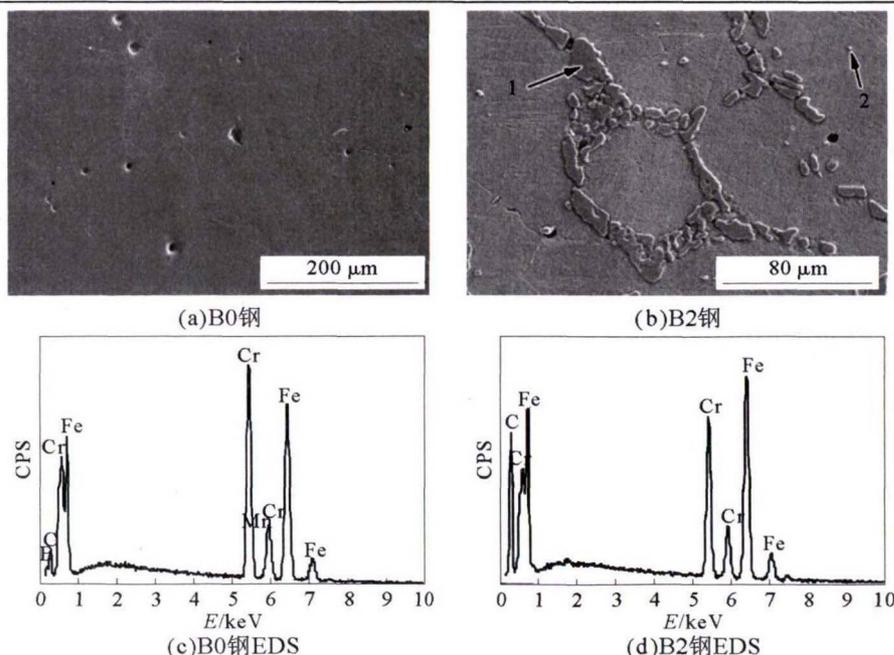


图 1 实验钢 B0 钢与 B2 钢的 SEM 像及 EDS 谱
Fig.1 SEM images and EDS spectra of steel B0 and B2

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机测试了实验钢在 850 °C 的高温力学性能,结果如表 2。伴随 B 的加入,B2 钢在高温下的抗拉强度(R_m)、拉伸屈服强度($R_{p0.2}$)、抗压强度(R_{mc})、压缩屈服强度($R_{p0.2}$)都比不含 B 的 B0 钢有明显提高,在抗压性能方面提高更加显著,特别是屈服强度提高更多,B 的加入提高了奥氏体实验钢的屈强比。B2 钢的断后伸长率(A)、断面收缩率(Z)均略有下降,但由于屈服强度提高更显著,对材料热疲劳性能影响较小。当 Cr 含量超过 8% 时,硼化物由 Fe_2B 转变为 $(Fe,Cr)_2B$ 型, M_2B 型硼化物中 Cr 含量的提高有利于硼化物硬度、断裂韧性的提高^[5],所以 B2 钢比不含 B 的奥氏体基体 B0 钢具备更优异的高温力学性能。

2.2 碳对合金显微组织与力学性能的影响

图 2 为经锻造处理后实验用高硼奥氏体钢的 OM 照片。3 种材料的显微组织均为奥氏体组织,由于 B 的作用,显微组织中均出现了大量分布于奥氏体基体内的硼化物。如图 2(a、b),硼化物形态较为圆整无显著尖角,且具备网状分布的特征,但硼化物并不完全连续,呈粒状分离态;基体组织致密,硼化物有沿晶界聚集分布的趋势,图 2(a)中 B1 钢的硼化物颗粒聚集密集程度高于图 2(b)的 B2 钢。图 2

(c、d)为不同放大倍数的 B3 钢 OM 像,硼化物形态比 B1、B2 钢更加圆整,且呈颗粒分散化均匀分布于基体内;基体内可见细小弥散分布的析出物颗粒。

图 3 为经锻造处理后高硼奥氏体钢的 SEM 组织照片。如图 3(a)所示,并结合图 2(a),B1 钢基体内多数硼化物的边界圆整、少数硼化物存在尖锐边缘;硼化物呈明显的沿晶界分布特征,且硼化物还具有在晶粒交界处聚集的趋势,个别硼化物颗粒间相连贯。如图 3(b)及图 2(b),B2 钢基体组织致密,硼化物边界圆整、极少存在尖锐边缘;硼化物沿晶界分布,聚集特征弱于 B1 钢,具备明显的粒化分散特征;如图 3(c)所示,B2 钢基体内可见尺度约 1 μm 的析出物颗粒;伴随含 C 量的提高,材料的硬度由 B1 钢的 239 HV 提高至 B2 钢的 302 HV,冲击韧度由 9.2 J 提高至 15.5 J。如图 2(d)及图 3(d),B3 钢基体内硼化物形态比 B1、B2 钢更加圆整,且硼化物呈颗粒状分散分布于基体内;基体内可见细小弥散分布的析出物颗粒与部分颗粒剥落后的痕迹;B3 钢的硬度为 312 HV,冲击韧度为 16.1 J,略高于 B2 钢。高硼奥氏体钢 C 含量由 0.2% 提高至 0.3% 时对材料硬度、冲击韧度提高显著,一方面源于高 C 含量有利于基体硬度提高,另一方面形态圆整无尖角的硼化物与基

表 2 实验钢在 850 °C 的力学性能
Tab.2 Mechanical properties of tested steel at 850 °C

钢号	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A (%)	Z (%)	$R_{p0.2} / R_m$	R_{mc} /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_{p0.2} / R_{mc}$
B0 钢	181	144	40.9	53.3	0.80	257	140	0.54
B2 钢	197	190	39.2	48.8	0.97	287	168	0.58
ESR-H13	130	90	50.4	77.3	0.69	184	116	0.63

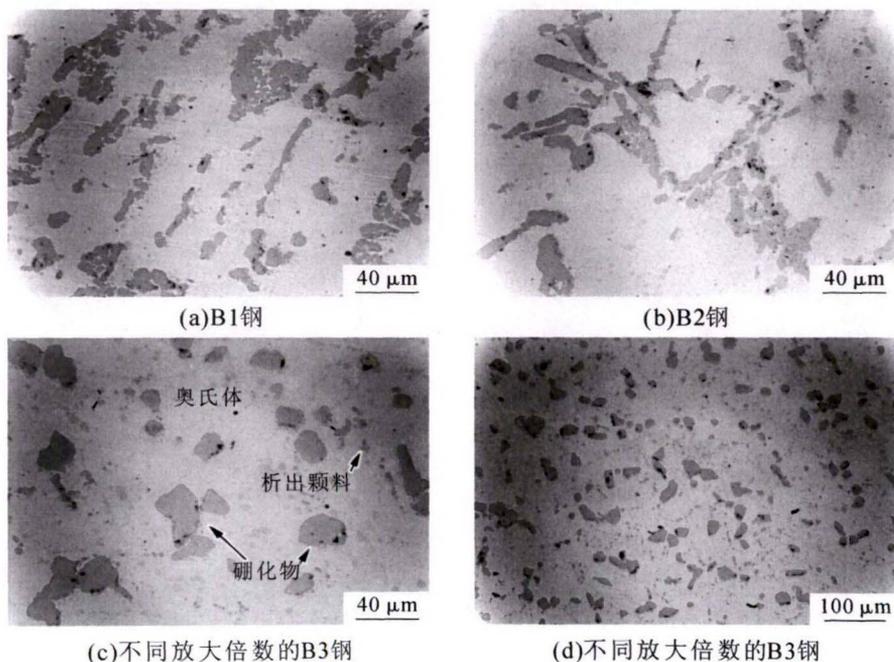


图 2 高硼奥氏体钢 OM 像
Fig.2 Optical images of high-boron austenitic steels

体的结合更好,可提高材料力学性能;材料 C 含量由 0.3%提高至 0.4%时对硼化物形态、分布的改善程度显著而对力学性能的提高不多,主要原因在于含 C 量 0.3%时基体内的硼化物已经具备了良好的形态圆整性与分布趋势的粒状离散化,硼化物更进一步的圆整离散化不会再显著提高冲击韧性,而材料在硼化物数量没有进一步增加的情况下硬度不会显著提高。

对高硼奥氏体钢进行 XRD 检测,结果如图 4。结果表明,3 种材料的基体组织为奥氏体,主要强化相是硼化物。B4 钢的 XRD 谱可见微弱的碳化物峰,B2 钢 XRD 谱相同位置的峰极微弱,而 B1 钢的谱在该位置较难发现可见的碳化物峰。结合前述金相组织图片可知 B2 钢、B3 钢基体内细小弥散分布的析出颗粒相为碳化物。

图 5 为 B2 钢基体内硼化物与碳化物的 TEM 像、SAED 谱及碳化物的 EDS 谱。如图 5(a)所示,由硼化物颗粒的 TEM 明场像及 SAED 谱标定可确定其为 $Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$ 结构。如图 5(b)所示,TEM 明场像所见 B2 钢基体内析出的碳化物颗粒相通过 SAED 谱标定可确认为 $M_{23}C_6$ 结构,结合图 5(c)所示碳化物颗粒相 EDS 可确定为 $M_{23}(C,B)_6$ (M 为 Fe,Cr 或

Mn)型硼碳化物。

采用 Gleeble-1500D 热模拟试验机测试了高硼奥氏体钢在 850 °C 的高温力学性能,结果如表 3。随着 C 含量的提高,材料在高温下的抗拉强度(R_m)、拉伸屈服强度($R_{p0.2}$)、抗压强度(R_{mc})、压缩屈服强度($R_{pc0.2}$)均有不同程度的提高。在抗拉性能方面,实验钢高温强度值随 C 含量提高而提高,含 C 量更高的 B2、B3 钢屈强比稍高于 B1 钢,含 C 量高的 B3 钢断后伸长率(A)、断面收缩率(Z)均低于 B1、B2 钢。当高硼奥氏体钢的 C 含量由 0.2%提高到 0.3%时,材料的高温力学性能得到了显著提高;随含 C 量进一步提高至 0.4%,压缩屈服强度得到显著提高,因此高硼奥氏体钢的含 C 量达到 0.3%~0.4%左右时可获得较为理想的高温力学性能。

3 结论

(1)向奥氏体基体钢添加 0.3wt%的 B 元素,形成的硼化物分布在奥氏体基体内,使材料硬度由基体钢的 200 HV 提高到 302 HV,850 °C 拉伸屈服强度由 144 MPa 提高到 190 MPa,压缩屈服强度由 140 MPa 提高到 168 MPa,有效提高了材料的高温力学性能。

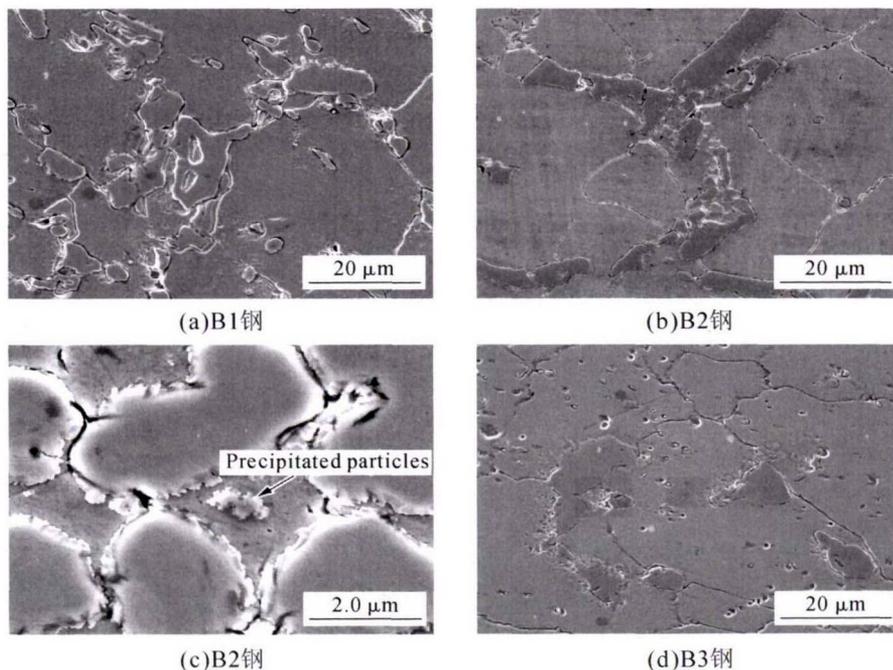


图 3 高硼奥氏体钢 SEM 像
Fig.3 SEM images of high-boron austenitic steels

表 3 高硼奥氏体钢在 850 °C 的力学性能
Tab. 3 Mechanical properties of tested steel at 850 °C

钢号	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	A (%)	Z (%)	$R_{p0.2} / R_m$	R_{mc} /MPa	$R_{pc0.2}$ /MPa	$R_{pc0.2} / R_{mc}$
B1	183	165	39.7	48.2	0.90	276	166	0.60
B2	197	190	39.2	48.8	0.97	287	168	0.58
B3	210	197	36.8	46.9	0.94	290	184	0.64

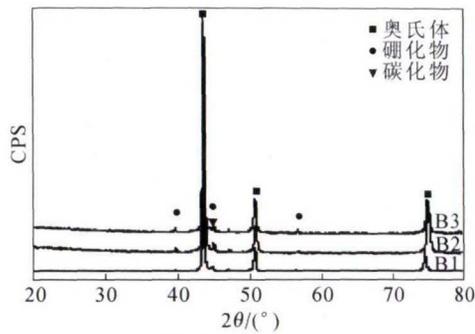
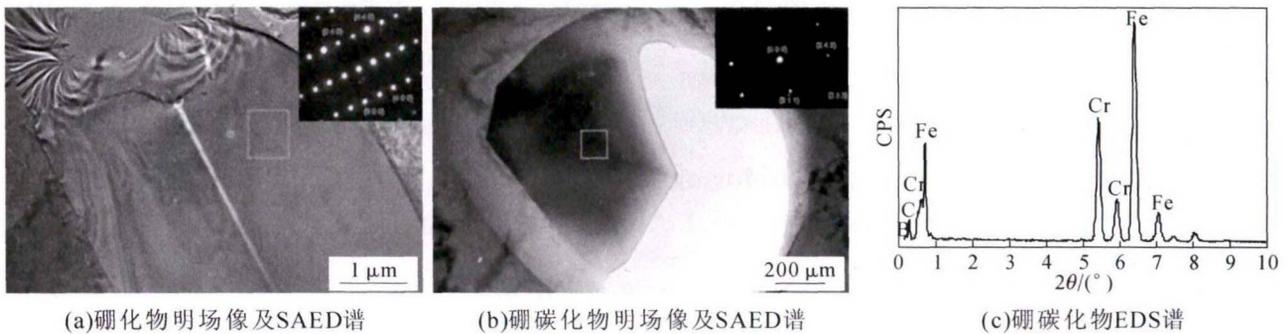


图4 高硼奥氏体钢的XRD谱

Fig.4 XRD spectra of high-boron austenitic steels



(a)硼化物明场像及SAED谱

(b)硼碳化物明场像及SAED谱

(c)硼碳化物EDS谱

图5 B2钢
Fig.5 Steel B2

参考文献:

- [1] 刘仲礼,李言祥,陈祥,等.高硼铁基合金在不同铸型中凝固的组织与力学性能[J].金属学报,2007,43(5):477-481.
- [2] Chen X, Li Y X. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron [J]. Materials Science and Engineering, 2010, A528(2): 770-775.
- [3] Chen X, Li Y X, Zhang H M. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron with about 4 wt% chromium [J]. Journal of Materials Science, 2011, 46(4): 957-963.
- [4] Chen X, Zheng S, Yuan J Y. Microstructures and Mechanical Properties of Austempered Fe-C-Si-B Alloy [J]. Procedia Engineering, 2012, 27: 1780-1788.
- [5] Liu Z L, Li Y X, Chen X. Effect of tempering temperature on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron[J]. China Foundry, 2012, 9(4): 313-317.
- [6] 刘仲礼.高硼白口铸铁的研究[D].北京:清华大学机械系,2007.
- [7] Li Y X, Liu Z L, Chen X. Development of boron white cast iron[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2008, 21 (1-4): 67-70.
- [8] Liu Z L, Li Y X, Chen X. Microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron [J]. Materials Science and Engineering, 2008, A486(1): 112-116.
- [9] Liu Z L, Chen X, Li Y X. High boron iron-based alloy and its modification. Journal of Iron and Steel Research[J]. Journal of Iron and Steel Research, International, 2009, 16(3): 37-54.
- [10] Chen X, Li Y X. Microstructure and mechanical properties of a new type of austempered boron alloyed high silicon cast steel[J]. China Foundry, 2013, 10(3): 155-161.
- [11] 王志胜,陈祥,李言祥,等. B对铜合金压铸高硼奥氏体钢高温力学及热疲劳性能的影响[J].金属学报,2015,51(5):519-526
- [12] 本溪钢铁公司第一炼钢厂.硼钢[M].第一版.北京:冶金工业出版社,1977.
- [13] Guo C, Kelly P M. Boron solubility in Fe-Cr-B cast irons.[J] Materials Science and Engineering, 2003, A352(1-2): 40-45.
- [14] Guo C Q, Kelly P M. Modeling of spatial distribution of the eutectic M2B borides in Fe-Cr-B cast irons [J]. Journal of materials science, 2004, 39(3): 1109-1111.
- [15] Ma S Q, Xing J D, Liu G F, et al. Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe-3.5B alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2010, A527(26): 6800-6808.

《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226元。

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