DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2023.3006

高硼奥氏体钢硼化物形态及分布优化

陈　祥[1,2]，王孟鑫[1]，刘仲礼[3]

(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；3. 烟台大学 核装备与核工程学院，山东 烟台 264005)

摘　要：传统高硼铁基合金中硼化物一般位于晶界位置，沿晶界呈网状或鱼骨状分布，具有尖锐边角，破坏了基体连续性，大大降低材料的力学性能。本文采用光学金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、透射电子显微镜(TEM)、飞行时间二次离子质谱仪(TOF-SIMS)和 X 射线衍射(XRD)研究了碳含量对高硼奥氏体钢组织的影响。采用热力学模拟试验机分析了碳含量对实验钢 850 ℃高温力学性能的影响。结果表明，高硼奥氏体钢的碳含量较高(0.37%~0.42%，质量分数)时，可稳定得到形态圆整的硼化物，且硼化物在基体内呈粒状离散化均匀分布，无网状、鱼骨状沿晶界连结贯通的分布状态。粒状离散化硼化物为 $Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$、$Mn_2B_{0.98}$、Cr_2B 的络合产物，硼化物中 Cr、Mn 的加入，以及基体 C 含量的提高，促进了硼化物形态圆整、分布粒状离散化。锻造工艺同样对硼化物的粒状离散分布起到直接促进作用。锻造的始锻温度达到 1 150 ℃是硼化物实现粒状离散分布的基本条件。

关键词：硼化物；高硼钢；形貌；分布；高温力学性能

中图分类号：TG142.1　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1000-8365(2023)04-0338-07

Optimum Morphology and Distribution of Borides in High-boron Austenitic Steel

CHEN Xiang[1,2], WANG Mengxin[1], LIU Zhongli[3]

(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; 3. School of Nuclear Equipment and Nuclear Engineering, Yantai University, Yantai 264005, China)

Abstract: Borides in traditional high-boron-based alloys are generally located at the grain boundaries and distributed along the grain boundaries in a network or fish-bone shape with sharp edges and angles, which destroy the matrix continuity and greatly reduce the mechanical properties of the materials. The effect of carbon content on the microstructure of high boron austenitic steel was investigated by using optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), transmission electron microscope (TEM), time-of-flight secondary ion mass spectrometer (TOF-SIMS) and X-ray diffraction (XRD). The effect of carbon content on the mechanical properties of experimental steel at 850 ℃ was analysed by using a thermal mechanical simulation testing machine. The experimental results show that when the carbon content of high boron austenitic steel is high (0.37%~0.42%, mass fraction), the boride with round shape can be stably obtained, and the boride is evenly distributed in the matrix with granular dispersion, instead of network and fish-bone distribution along grain boundaries. The granular discrete boride is the complex compounds of $Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$, $Mn_2B_{0.98}$ and Cr_2B according to the XRD analysis. The addition of Cr and Mn in boride and the increase in matrix carbon content promote the roundness and granular dispersion of boride. The forging process also plays a direct role in promoting the granular dispersion of boride. The initial forging temperature of 1 150 ℃ is the basic condition for the granular dispersion of boride.

Key words: boride; high-boron steel; morphology; distribution; high temperature mechanical property

高硼奥氏体钢的组织特点是采用向奥氏体基体钢中添加B元素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，利用硼化物来取代碳化物的强化

收稿日期：2023-01-17

基金项目：国家自然科学基金(50974080)

作者简介：陈　祥，1970 年生，教授. 研究方向：钢铁材料、泡沫金属材料和金属功能材料的研究和应用开发工作. 电话：13611124662，Email: xchen@tsinghua.edu.cn

引用格式：陈祥，王孟鑫，刘仲礼. 高硼奥氏体钢硼化物形态及分布优化[J]. 铸造技术，2023，44(4)：338-344.

CHEN X, WANG M X, LIU Z L. Optimum morphology and distribution of borides in high-boron austenitic steel [J]. Foundry Technology, 2023, 44(4): 338-344.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

作用[1-3]。这种材料兼具奥氏体基体良好的高温稳定性与硼化物的高硬度、强度,具备良好的高温力学性能。

硼化物一般形成于晶界位置,具有沿晶界网状或鱼骨状分布特点,常具有尖锐边角[4-12],这一形态易破坏基体连续性,损害材料力学性能[13-17]。在考察C含量变化对高硼奥氏体钢组织与性能的影响中,发现提高材料的含C量得到了形态圆整、分布粒状离散的硼化物,此种第二相均匀离散、边界圆整分布于基体的组织具有良好的力学性能[18]。本研究通过考察不同C、B元素含量对高硼奥氏体钢组织的影响,分析了可稳定获得形态圆整、分布粒状离散硼化物的合金成分及工艺。

1　实验材料及方法

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。实验用钢采用中频感应电炉冶炼,合金的熔炼温度控制在1 500~1 550 ℃,浇注温度控制在1 450~1 500 ℃。熔清并调整成分后采用树脂砂铸型浇注标准Y型试块(GB/T 5680—2010)。所有的试块均用线切割从Y型试块上距底面75 mm位置处截取,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而不采用第二相碳化物作为强化相,因而其热处理工艺较为简单。对截取的试块进行930 ℃、3 h扩散退火,1 150~950 ℃锻造(六面锻打,锻造比为3),锻件尺寸为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中除B之外的其他合金元素的含量,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。

其中A1和A2试样的主要区别是含C量,而A3试样进一步提高了含C量,并增加了Cr、Mn含量。

采用D/max-IIIA X射线衍射仪(XRD)对钢进行分析,采用Cu$K_{\alpha1}$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%(体积分数)硝酸酒精溶液进行浸蚀。其中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 μm的砂纸上减薄到50~70 μm,然后用冲床制成直径ϕ=3 mm的圆片,最后采用高氯酸+乙醇电解溶液,在-15 ℃下进行双喷减薄。采用TOF.SIMS 5飞行时间二次离子质谱仪(TOF-SIMS)对高硼奥氏体钢进行物相分析。使用一次束:Bi1+,1 pA,分析面积为100 μm×100 μm,真空度大于5×10^{-7} Pa。

使用Gleeble-1500D热力学模拟试验机测试实验钢在850℃高温下的拉伸、压缩性能。拉伸性能测试试样尺寸为ϕ=6 mm,L=120 mm,压缩性能测试试样尺寸为ϕ=8 mm,L=12 mm。实验中,试样加热升温速度为10 ℃/s,加热到850 ℃,保温1 min后加载测试,加载速度为0.1 mm/s。参照GB/T 4338-2006《金属材料高温拉伸试验方法》的规定测得实验钢在850 ℃时的抗拉强度(R_m)、拉伸屈服强度($R_{p0.2}$),并计算屈强比$R_{p0.2}/R_m$;参考GB/T 7314-2005《金属材料室温压缩试验方法》的要求测得实验钢在850 ℃时的抗压强度(R_{mc})、压缩屈服强度($R_{pc0.2}$),并计算屈强比$R_{pc0.2}/R_{mc}$。

2　实验结果与分析

2.1　实验钢的金相组织

图1为A1高硼奥氏体钢在不同放大倍数下的OM像与SEM像。如图1(a)所示,A1钢在放大50倍下的OM像,硼化物具有一定程度的沿晶界网状分布特征,分布较为平均,局部有聚集现象,但并未互相连结贯通成网;图1(b)为A1钢在放大200倍下的OM像,硼化物尺度不均匀,并且沿晶界方向断续粒状分布,尺度较大的硼化物有聚集趋势。观察A1钢放大500倍下的OM像,如图1(c)所示,发现多数硼化物与基体结合的边界圆整,但有少数硼化物的边界尖锐,硼化物聚集位置有相互连结贯通的情况。图1(d)为A1钢的SEM像,除OM像中较大尺度的硼化物,较小尺度的硼化物主要依附于较大尺度硼化物分布,在相互连结贯通的硼化物附近这一特征比较明显。

图2为高硼奥氏体钢A2钢在不同放大倍数下的OM像与SEM像。A2钢在放大50倍下的OM像(图2(a)),硼化物均匀分布于基体内,呈粒状离散,没有显著的连贯趋向特征。A2钢在放大200倍下的OM

表1 实验钢化学成分 *w*/%

Tab.1 Chemical compositions of tested steels

Steel	C	B	Cr	Mn	Si	Ni	Cu	P	S
A1	0.28	0.43	8.24	5.69	0.83	5.74	0.40	0.010	0.023
A2	0.37	0.56	8.75	6.59	1.19	6.04	0.49	0.012	0.010
A3	0.42	0.42	11.16	8.17	1.25	5.93	0.67	0.016	0.011

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

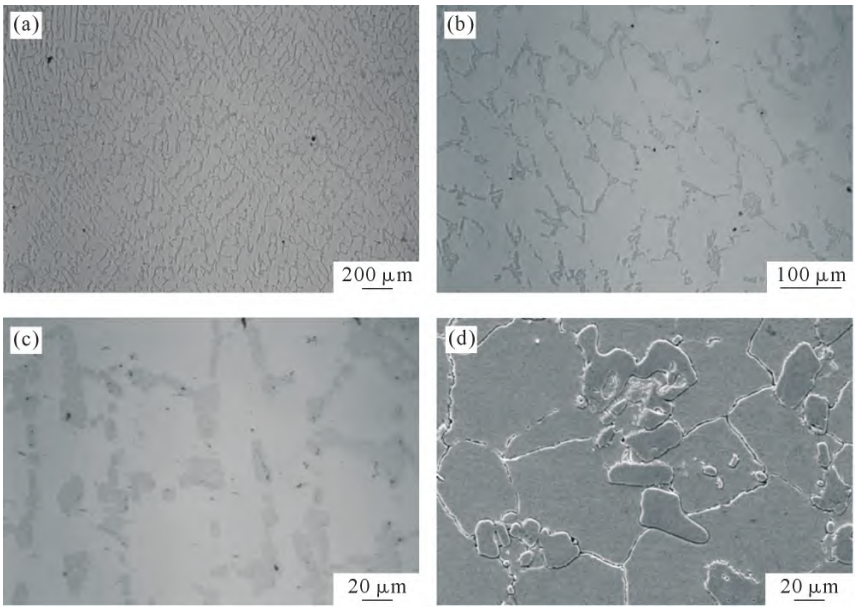


图 1 高硼奥氏体钢 A1 钢的 OM 和 SEM 显微组织：(a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) OM, ×500, (d) SEM, ×2 000
Fig.1 OM and SEM images of high-boron austenitic steel A1 at different magnifications: (a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) OM, ×500, (d) SEM, ×2 000

像(图2(b))，硼化物与基体结合的边界圆整，极少出现尖锐的边界，分布均匀离散没有连贯趋向。观察SEM像(图2(c))，发现硼化物形态圆整，分布粒状离散，且与基体结合好，基体内除较大尺度的硼化物外，可见较小尺度析出颗粒，小尺度析出颗粒没有明显向大尺度硼化物附近聚集，没有明显的分布方向性。提高放大倍数(图2(d))，发现小尺度的析出颗粒分为2种：一种是硼化物，即与大尺度硼化物具有相同色深、界面结合良好的颗粒；另一种是颜色较浅的$M_{23}(C,B)_6$型硼碳化物。小尺度硼化物与基体界面结合好，而硼碳化物与基体界面结合比硼化物差，分布离散均匀，无显著规律。

图3为高硼奥氏体钢A3钢在不同放大倍数下的OM像与SEM像。A3钢在放大50倍下的OM像(图3(a))，基体内硼化物在少部分位置有沿晶界分布的特征，硼化物主要呈粒状离散分布，连贯趋向不明显。A3钢在×200下的OM像(图3(b))，可观察到硼化物形态圆整程度、分布的粒状离散化均接近于A2钢。图3(c)所示为A3钢在放大500倍下的OM像，基体内硼化物圆整程度较好，且没有显著的硼化物聚集趋势。A3钢的SEM像(图3(d))表明，提高C、Cr、Mn合金元素含量后，基体内硼化物保持了边界圆整，分布

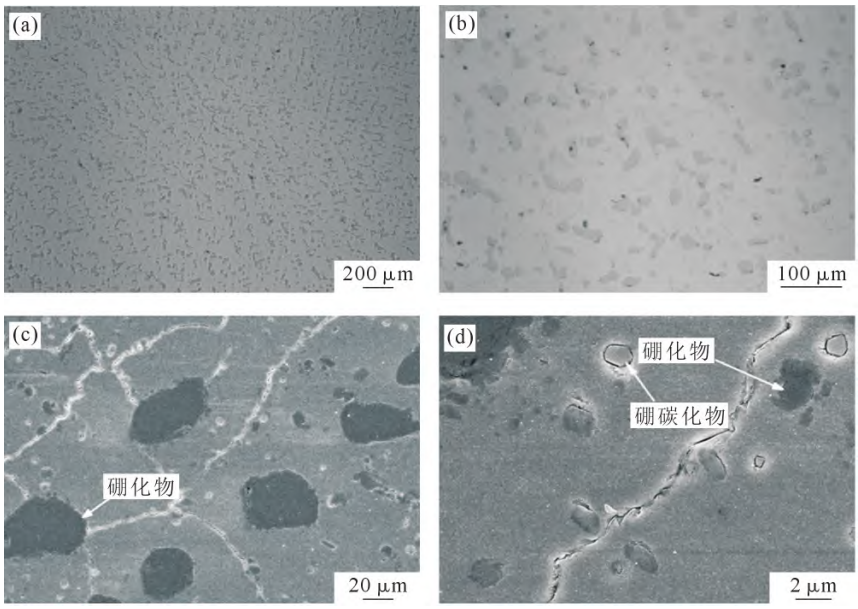


图 2 高硼奥氏体钢 A2 钢的 OM 和 SEM 显微组织：(a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) SEM, ×1 000, (d) SEM, ×5 000
Fig.2 OM and SEM images of high-boron austenitic steel A2 at different magnifications: (a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) SEM, ×1 000, (d) SEM, ×5 000

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

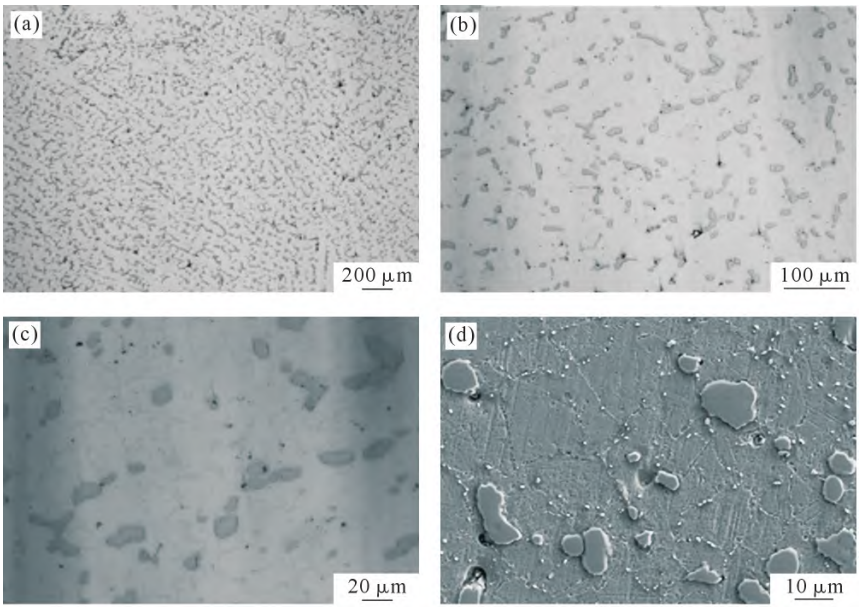


图 3 高硼奥氏体钢 A3 钢的 OM 和 SEM 显微组织:(a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) OM, ×500, (d) SEM, ×2 000

Fig.3 OM and SEM images of high-boron austenitic steel A3 at different magnifications: (a) OM, ×50, (b) OM, ×200, (c) OM, ×500, (d) SEM, ×2 000

离散粒化的特征，而且硼碳化物的数量进一步增加,且呈现出沿晶界分布的特征。

2.2 物相分析

对高硼奥氏体钢进行XRD检测，结果如图4所示。结果表明,3种材料的基体组织均为奥氏体,主要强化相是硼化物。其中A2钢的XRD谱可见微弱的硼碳化物峰,而A1钢XRD谱相同位置较难发现可见的硼碳化物峰,A3钢的XRD谱在相同位置也有微弱的硼碳化物峰。

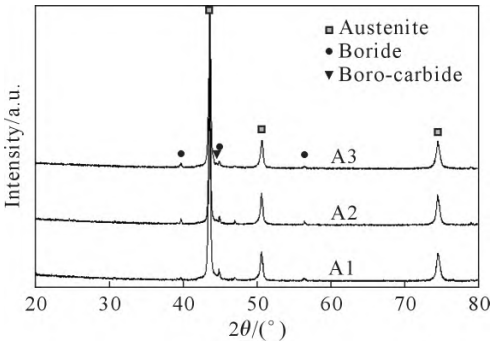


图 4 高硼奥氏体钢 XRD 衍射谱

Fig.4 XRD spectra of high-boron austenitic steels

图5为高硼奥氏体钢A2钢TEM像及硼化物和基

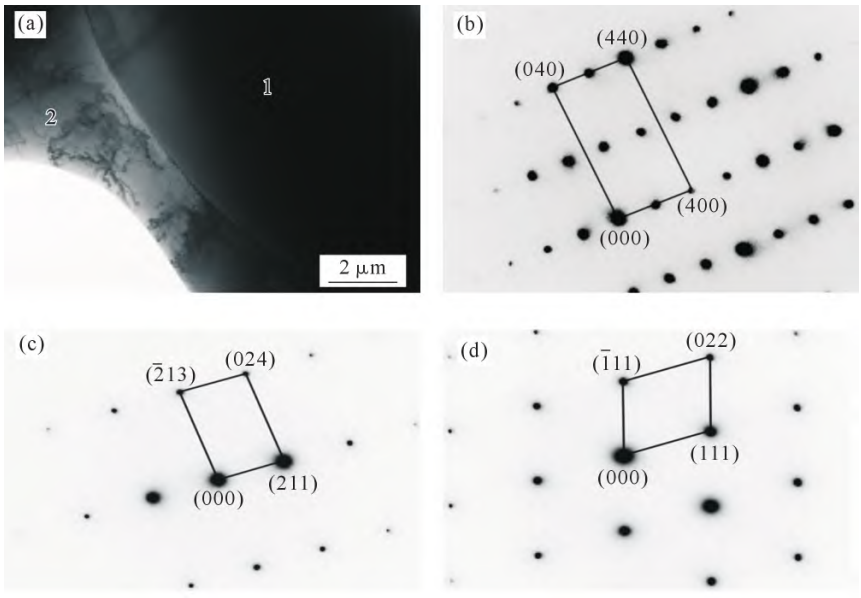


图 5 高硼奥氏体钢 A2 的 TEM 像以及硼化物核基体的 SAED 谱:(a) **明场像**,(b) **点 1 处选区电子衍射谱**,(c) **点 1 处连续倾转后的选区电子衍射谱**,(d) **点 2 处选区电子衍射谱**

Fig.5 TEM image and SAED patterns for high-boron austenitic steel A2: (a) bright field image, (b) SAED pattern at point 1, (c) SAED pattern after continuous tilting at point 1, (d) SAED pattern at point 2

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

体的选区电子衍射(SAED)谱。由A2钢的TEM明场像(图5(a))可见硼化物的边界非常圆整。图5(b)为对应图5(a)中的位置1的硼化物选区电子衍射谱,标定为M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物(正交晶系,空间群为*Fddd*),其典型结构为Cr_2B、Mn_4B;图5(c)为对应图5(a)中的位置1连续倾转得到的选区电子衍射谱,标定为M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物[18-19](四方晶系,空间群为*I*4/*mmm*),典型结构为Fe_2B;由于*Fddd*型M_2B相与*I*4/*mmm*型M_2B相的结构极相似[20],堆叠层错可诱发*I*4/*mmm*型M_2B相结构向*Fddd*型M_2B相的转变[21-22];图5(d)为对应图5(a)中的位置2的选区电子衍射谱,标定为奥氏体基体。

对应各相的选区电子衍射分析结果,验证了微观组织图像与XRD物相分析的结果,即高硼奥氏体钢的基体为单一奥氏体相,增强相包括硼化物与硼碳化物,即M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物[23](包括空间群为*Fddd*与*I*4/*mmm*的2种极为相似的相结构)与$M_{23}(C,B)_6$(M为Fe、Cr或Mn)型硼碳化物。*Fddd*空间群的M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物结构的典型物质包括$Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$ (72-1073)、Cr_2B (38-1399)、$Mn_2B_{0.98}$ (89-3778)、Mn_4B (89-3779)、FeCrB (51-1410)等,*I*4/*mmm* 空间群的M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物结构的典型物质包括Fe_2B (36-1332)、Mn_2B (25-0535)、Cr_2B(89-4876)等。因此,高硼奥氏体钢基体内分布的硼化物、硼碳化物组成较为复杂,是同时包含锰、铬、铁元素的硼化物和硼碳化物。

图6为高硼奥氏体钢A2钢飞行时间二次离子质谱仪(TOF-SIMS)的分析结果。图6(a)为成分测试分析区域的图像;图6(b~f)分别为测试区域内B、C、Cr、Fe、Mn元素含量分布的测试结果,图中白亮位置表示对应元素含量高,反之表示含量低。由图6(b)可以观察到白亮区域与图6(d)中的颗粒相有位置对应关系,白亮区域为含B高的相即硼化物在分析区域内的分布位置;图6(c)中C含量的分布较为分散,白亮区域仅为点分布,没有显著的相组成特征,考虑到TOF-SIMS分析过程对C含量分析存在较多干扰项,C含量分布不适合作为材料微观组织内相组成、分布的判断依据;图6(d)中Cr含量的分布有两种情况,较为白亮即含Cr量高的区域与图6(b)的硼化物区域具有很好的位置对应关系,由此可知硼化物中Cr含量较高,非硼化物相的位置也存在小尺度的Cr含量亮区,且白亮程度低于硼化物,即含Cr量低于硼化物但高于基体组织,结合前述图2(d)、图3(d)及图4的显微组织与XRD谱可以判断为$M_{23}C_6$ (M为Fe、Cr或Mn)型碳化物,而这一结果符合高铬钢常见析出相的种类。

图6(e)中Fe布满整个测试区域,在对应硼化物的位置更为白亮,测试采集的铁同位素在硼化物内的分布多于在基体内的分布;图6(f)中Mn的分布同样布满了整个测试区域,并且在与图6(b)中硼化物区域相对应的位置,具有更为白亮的特征即较高的含Mn量,这一结果表明硼化物组成元素包含Mn。由

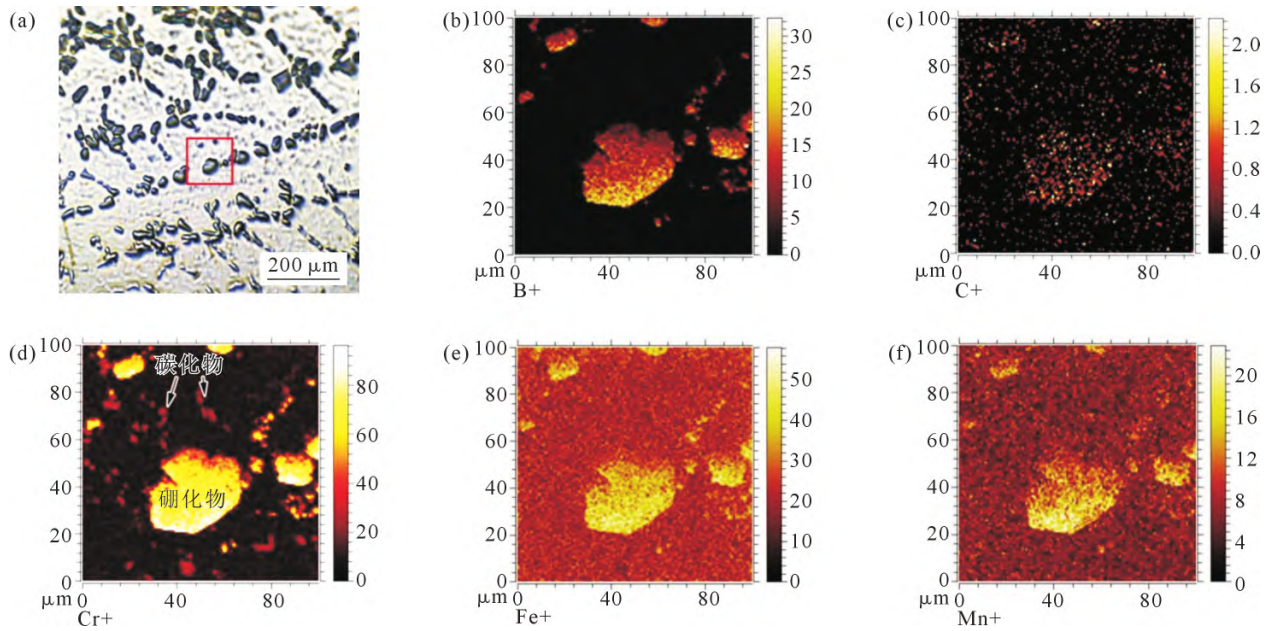


图 6 高硼奥氏体钢 A2 的 TOF-SIMS 测试结果:(a) 分析区域显微组织图,(b) B 元素分布图,(c) C 元素分布图,(d) Cr 元素分布图,(e) Fe 元素分布图,(f) Mn 元素分布图

Fig.6 TOF-SIMS results for high-boron austenitic steel A2: (a) microstructure of the analytic area, (b) distribution map of B, (c) distribution map of C, (d) distribution map of Cr, (e) distribution map of Fe, (f) distribution map of Mn

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

A2钢的TOF-SIMS测试结果可见，形态圆整的硼化物组成元素为B、Cr、Mn、Fe，结合图5中硼化物SAED谱标定结果可知,形态圆整的硼化物为$Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$、Mn_2B_{098}、Cr_2B的络合产物,与刘仲礼[14]研究中的Fe_2B-$Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$不同，硼化物得到了更进一步的粒状离散化。

2.3　硼化物形态圆整化的实现条件

如前文所述,当C含量为0.28%时,高硼奥氏体钢基体内分布的硼化物的形态可以得到较好的圆整化，硼化物与基体的边界很少存在尖锐的尖角,硼化物与基体结合良好,在基体内分布呈明显的粒状分散特征,有一定的聚集但基本不存在连结成网的情况;而当C含量提高到0.37%后,基体内硼化物的圆整程度最好,颗粒状的硼化物在基体内的分布均匀分散,没有连结贯通成网的现象。

XRD物相分析结果表明,A1和A2 两种实验钢的基体均为奥氏体,基体的主要区别在于C含量。这表明硼化物形态圆整化与C含量有关，需要进一步开展深入的研究。

对于硼化物的物相分析结果表明,不同于早期高硼铁基合金中鱼骨状、网状硼化物的相组成为Fe_2B[5-7],本文高硼奥氏体钢中形态圆整、呈粒状离散分布的硼化物是由两种结构极为相似的硼化物络合产物组成,即空间群为*Fddd*与*I*4/*mmm*的两种M_2B(M为Fe、Cr或Mn)型硼化物络合物。

这种硼化物络合物具有圆整化的形态,而A3钢中Cr、Mn元素相对于A2钢均有提高，因此,A3钢中硼化物络合物的量也会相应增加,保证并在一定程度上提高了硼化物的圆整性(图3)。

除元素组成外,锻造工艺同样对硼化物的粒状离散分布起到直接促进作用。硼化物的形成温度在1 150 ℃附近,始锻温度过低不仅无法将硼化物粒状分散，在晶界处聚集的硼化物将导致锻造失败,锻坯断裂。因此,锻造的始锻温度达到1 150 ℃是硼化物实现粒状离散分布的基本条件。

2.4　高温力学性能

采用Gleeble-1500D试验机测试了实验钢在850 ℃的高温力学性能,结果如表2所示。A2在高温下的抗拉强度(R_m)、抗压强度(R_{mc})比A1有提高,屈服强度$R_{p0.2}$、$R_{pc0.2}$提高明显，硼化物圆整、离散化后的A3钢具有更高的屈强比。由[3,18]可知B能提高奥氏体实验钢的屈强比,而硼化物圆整、离散化分布可进一步提高材料的屈强比。

表 2 实验钢在 850 ℃的高温力学性能

Tab.2 Mechanical properties of tested steels at a high temperature of 850 ℃

Steel	R_m/MPa	$R_{p0.2}$/MPa	$R_{p0.2}$/Rm	R_{mc}/MPa	$R_{pc0.2}$/MPa	$R_{pc0.2}/R_{mc}$
A1	189.0	154.7	0.82	277.3	167.6	0.60
A2	209.6	197.1	0.94	290.1	184.4	0.64
A3	227.3	213.8	0.94	302.0	212.1	0.70

Note: R_m—tensile strength, $R_{p0.2}$—yield strength, R_{mc}—compressive strength, $R_{pc0.2}$—compressive yield strength

3　结论

(1)高硼奥氏体钢的C含量较高(0.37%~0.42%)时,可稳定得到形态圆整的硼化物,且硼化物在基体内粒状离散化均匀分布,无网状、鱼骨状沿晶界连结贯通的分布状态。

(2)粒状离散化硼化物为$Fe_{1.1}Cr_{0.9}B_{0.9}$、$Mn_2B_{0.98}$、Cr_2B的络合产物,硼化物中Cr、Mn含量的增加,以及基体C含量的提高,促进了硼化物形态圆整、粒状分布离散化。

(3)锻造工艺同样对硼化物的粒状离散分布起到直接促进作用。锻造的始锻温度达到1 150 ℃是硼化物实现粒状离散分布的基本条件。

参考文献:

[1] 王志胜,陈祥,李言祥,等. B对铜合金压铸热作模具钢高温力学及热疲劳性能的影响[J]. 金属学报,2015, 51(5): 519-526.
WANG Z S, CHEN X, LI Y X, et al. Effects of B on high temperature mechanical properties and thermal fatigue behavior of copper die-casting die steel [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51 (5): 519-526.

[2] 王志胜,陈祥,李言祥,等. 硼对奥氏体耐热钢高温抗氧化性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金,2015, 39(9): 916-919.
WANG Z S, CHEN X, LI Y X, et al. Effects of B on high temperature oxidation resistance properties of high-boron austenite steel [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2015, 39(9): 916-919.

[3] CHEN X, WANG Z S, LI Y X, et al. Effects of carbon content on high-temperature mechanical and thermal fatigue properties of high-boron austenite steels[J]. China Foundry, 2016, 13(1): 1-8.

[4] GUO C Q, KELLY P M. Modeling of spatial distribution of the eutectic M_2B borides in Fe-Cr-B cast irons [J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(3):1109-1111.

[5] 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): 156-161.

[6] LI Y X, LIU Z, CHEN X. Development of boron white cast iron[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2008, 21 (1-4):

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

67-70.

[7] 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.

[8] 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 C Q, GAO S Z. New Fe-base wear-resistant material FCB alloys[J]. Foundry, 2004, 53(10): 761-764.

[9] 符寒光, 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 H G, JIAN Z Q. A study of abrasion resistant cast Fe-B-C alloy [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2006, 42(5): 545-548.

[10] MURATHAN Ö, KOCATEPE K, ERDOGAN M. Effect of ultra-high boron additions on microstructure and mechanical properties on high chromium steel[J]. Materials Testing, 2022, 64(12): 1836-1842.

[11] MA S Q, JIAO M, LV P, et al. Effect of chromium on microstructure and oxidation wear behavior of high-boron high-speed steel at elevated temperatures[J]. Materials, 2022, 15(2): 557.

[12] GUERRA F, GUERRERO-PASTRAN A J, SIERRA-CETINA M A, et al. Microstructural effect and wear performance of high chromium white cast iron modified with high boron contents[J]. Wear, 2021, 476: 203675.

[13] MA S Q, XING J D, FU H G, et al. Microstructure and crystallography of borides and secondary precipitation in 18wt.% Cr-4wt.% Ni-1wt.% Mo-3.5wt.% B-0.27wt.% C steel[J]. Acta Materialia, 2012, 60(3): 831-843.

[14] 刘仲礼. 高硼白口铸铁的研究[D]. 北京:清华大学,2007.
LIU Z L. Research on high boron white cast iron[D]. Beijing: Tsinghua University, 2007.

[15] 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: A, 2010, 528: 770-775.

[16] FU H G, LI Z H, JIANG Z Q, et al. Solidification structure in a cast B-bearing stainless steel[J]. Materials Letters, 2007, 61(23-24): 4504-4507.

[17] FU H G, LI Z H, LEI Y P, et al. Structural variations in heat treated B-bearing stainless steel[J]. Materials & Design, 2009, 30(3):885-891.

[18] 王志胜. 新型高硼奥氏体耐热钢组织与性能研究[D]. 北京:清华大学,2015.
WANG Z S. Study on microstructure and properties of a new type of high boron austenitic heat resistant steel[D]. Beijing: Tsinghua University, 2015.

[19] HU X B, ZHU Y L, MA X L. Crystallographic account of nano-scaled intergrowth of M_2B-type borides in nickel-based superalloys[J]. Acta Materialia, 2014, 68: 70-81.

[20] KOTZOTTA D, MARTIN B, ADEA B. Synthesis and crystal structures of α- and β-modifications of Cr_2IrB_2 containing 4-membered B4 chain fragments, the τ-boride $Cr_{7.9}Ir_{14.1}B_6$ and orthorhombic Cr_2B[J]. Solid State Sciences, 2008, 10(3): 291-302.

[21] TERGENIUS L. Refinement of the crystal structure of orthorhombic Mn_2B(formerly denoted Mn_4B)[J]. Journal of the Less Common Metals, 1981, 82: 335-340.

[22] THUVANDER M, STILLER K. Microstructure of a boron containing high purity nickel-based alloy 690[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 281: 96-103.

[23] ZHANG H R, OJO O A. Cr-rich nanosize precipitates in a standard heat-treated Inconel 738 superalloy[J]. Philosophical Magazine, 2010, 90(6): 765-782.

[24] GOLDFARBA I, KAPLAN W D. Fault-induced polytypism in $(Cr, Fe)_2B$[J]. Philosophical Magazine A, 1995, 72(4): 963-979.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net