



B 对 Fe-Cr-B-C 合金热处理后显微组织 和强韧性的影响

李 阳¹, 赵广迪¹, 臧喜民^{1,2}, 姜昊源¹, 王兆宇¹

(1 辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051; 2 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘要:为了探索调控 Fe-Cr-B-C 合金强韧性匹配的新方法,研究了 B 对其热处理后显微组织、硬度及冲击韧性的影响。经 1 050 °C 空淬处理后,在低 $w[B]$ (0.000 6%) 合金的枝晶间析出大量极细二次碳化物,在中 $w[B]$ (0.51%) 和高 $w[B]$ (2.89%) 合金基体中析出弥散的二次碳化物。随 B 含量增加,二次碳化物的颗粒度增大,颗粒密度降低。经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后,三种 B 含量合金中的二次碳化物均增多,且析出区域扩大。低 B 合金的枝晶干为粗大板条马氏体,枝晶间由针状马氏体、高密度二次碳化物及少量凝固析出相构成,其冲击韧性最佳,洛氏硬度居中;中 B 合金主要由弥散分布着二次碳化物的针状马氏体基体以及网状碳化物构成,其洛氏硬度最高,冲击韧性居中;高 B 合金由弥散分布着少量二次碳化物的 γ 基体及更致密的网状碳化物构成,其洛氏硬度和冲击韧性均最低。另外,中 B 和高 B 合金的网状碳化物发生了局部断网,导致其冲击韧性较铸态下明显提高。

关键词: Fe-Cr-B-C 合金; B; 热处理; 显微组织; 二次碳化物; 强韧性

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00242 **中图分类号:** TG113.1

Effect of Boron on the Microstructure and Strength-Toughness of Fe-Cr-B-C Alloy after Heat Treatment

Li Yang¹, Zhao Guangdi¹, Zang Ximin^{1,2}, Jiang Haoyuan¹, Wang Zhaoyu¹

(1 School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China;

2 School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: In order to explore new methods for improving the strength-toughness matching of Fe-Cr-B-C alloy, the effect of B content on its microstructure, hardness, and impact toughness after heat treatment were investigated. The results showed that after air-cooling quenching at 1 050 °C, a large amount of extremely fine secondary carbon-borides precipitated in the interdendritic region of low-B (0.000 6%) alloy, and fine dispersed secondary carbon-borides precipitated in the matrix of intermediate-B (0.51%) and high-B (2.89%) alloys. As the B content increased, the size of secondary carbon-borides increased but the particle density decreased. After air-cooling quenching at 1 050 °C plus tempering at 500 °C, the number of secondary carbon-borides increased and the precipitation region expanded. For the low-B alloy, the dendrite arm was composed of coarse lath-like martensite, and the interdendritic region was composed of acicular martensite, high-density secondary carbon-borides and a small amount of solidification precipitates. For the intermediate-B alloy, the microstructure was composed of acicular martensite matrix with dispersed secondary carbon-borides, and network boron-carbides. For the high-B alloy, the microstructure was composed of γ matrix with a small amount of dispersed secondary carbon-borides, and denser network boron-carbides. The low-B alloy possesses the highest impact toughness and moderate Rockwell hardness. The intermediate-B alloy possesses the highest Rockwell hardness and moderate impact toughness. The high-B alloy possesses the lowest Rockwell hardness and impact toughness. Compared with the as-cast state, the solidification precipitates dissolved slightly after the quenching and tempering treatment, which resulted in the local rupture of netlike boron-carbides in intermediate-B and high-B alloys. Thus, after air-cooling quenching at 1 050 °C plus tempering at 500 °C, the impact toughness of intermediate-B and high-B alloys improved obviously.

Key Words: Fe-Cr-B-C Alloy; Boron; Heat Treatment; Microstructure; Secondary Carbon-Borides; Strength-Toughness

磨损是金属材料的主要失效形式之一,开发新型耐磨材料对国民经济发展具有重要意义^[1-4]。Fe-Cr-B-C 合金属于第四代耐磨材料,具有良好的强韧

性、耐磨性、成形性及生产成本低等优点^[5-6]。目前,该合金正在逐步取代高铬铸铁和高锰钢等传统耐磨材料,引起了国内外的高度重视^[7]。不断改善 Fe-

基金项目: 辽宁科技大学创新创业项目(No. S202310146008);国家自然科学基金项目(No.52174317)

作者简介: 李 阳(2001—),男,本科; **E-mail:** 2268469975@qq.com; **收稿日期:** 2023-12-03

通信作者: 赵广迪(1989—),男,博士,副教授; **E-mail:** gdzhao12 s@alum.imr.ac.cn

Cr-B-C 合金的强韧性匹配,从而提高其耐磨性,可为耐磨材料行业发展起到推动作用。

成分优化和热处理工艺改进是提高合金耐磨性能的重要方法^[8-11]。我国是富硼国家^[12],近些年越来越多的研究人员向合金中添加 B 元素来调控组织性能^[13-14]。作为一种重要的合金化元素, B 对硼系铁基耐磨合金的显微组织和强韧性具有显著影响。例如,随着 B 含量的增加,铸态 Fe-B-C 合金中的团簇状硼化物数量增多、尺寸增大,导致其宏观硬度提高,冲击韧性降低^[15]。提高 B 含量使铸态 Fe-Cr-B 合金中由 Fe₂B 和 (Cr, Fe)₇(C, B)₃ 构成的网状共晶相逐渐增多,合金洛氏硬度显著升高^[16]。最近,研究了 B 含量对 Fe-Cr-B-C 合金铸态组织、凝固行为、强韧性及耐磨性的影响^[17]。发现当 $w[B]$ 为 0.000 6% 时,枝晶臂为马氏体组织,枝晶间由残余 γ 和微量 Nb(C, B)、 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 组成。当 $w[B]$ 提高至 0.51% 时,枝晶组织大幅细化,枝晶间和枝晶臂均发生马氏体相变,沿枝晶间形成由初生 (Fe, Cr)₂(B, C) 和 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶构成的连续网状硼碳化物。当 $w[B]$ 进一步提高至 2.89%, 在凝固初期就析出大量硼碳化物(包括板条状初生 (Fe, Cr)₂(B, C)、蜂窝状和鱼骨状 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶以及菊花状 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)+(Fe, Cr)_3(C, B)]$ 包晶),枝晶组织消失,基体保持为 γ 相。 $w[B]$ 为 0.000 6% 的合金具有最高冲击韧度,以及中等洛氏硬度和耐磨性。 $w[B]$ 为 0.51% 的合金具有最高洛氏硬度和耐磨性,以及中等冲击韧度。 $w[B]$ 为 2.89% 的合金具有最低洛氏硬度、冲击韧度及最差的耐磨性。

关于热处理对硼系铁基耐磨合金组织性能的影响也有一些报道。冯锡兰等^[18]研究了淬火温度和冷却速度对 $w[B] > 1.0\%$ 和 $w[C] < 0.2\%$ 的 Fe-B-C 铸造合金组织和性能的影响,发现在 950~1 000 °C 水冷淬火后,可获得细小板条马氏体基体上分布高硬度硼化物的复合组织,硬度大于 55HRC,冲击韧度大于 15 J/cm²,综合性能优良。符寒光等^[19]研究了淬火温度对含 1.4%~2.0% $w[B]$ 和 0.4%~0.6% $w[C]$ 的 Fe-B-C 合金组织性能的作用,发现淬火后硼化物局部断网且无新相形成,基体完全转为马氏体,硬度高于 55HRC。随淬火温度升高,合金硬度增加,冲击韧性变化不明显。顾建等^[20]研究了热处理工艺对 Fe-Cr-B 合金组织性能的影响,发现经淬火处理后网状硼化物发生轻微断裂,基体发生马氏体相变

并伴有二次碳硼化物 M₂₃(C, B)₆ 析出,当淬火温度为 1 050 °C 时硬度最高。经回火处理后,马氏体发生回火软化,基体中继续析出细小二次碳硼化物,硬度较淬火态略有下降,经 500 °C 回火后冲击韧度达到最大值 7.35 J/cm²。包蕴斌等^[21]研究发现经空冷淬火加高温回火处理后,与高铬铸铁相比,硼系铁基耐磨合金的耐磨性能可提高 2 倍以上。近两年,吴宪吉等^[22]研究了淬火温度对 $w[B]$ 为 2.5% 且 $w[C]$ 为 0.9% 的 Fe-Cr-B-C 合金涂层组织及硬度的影响,发现经 1 050 °C 淬火处理后,网状硼碳化物回溶、球化,洛氏硬度高达 64.3HRC。

综上所述,将 B 含量优化与热处理相结合是调控 Fe-Cr-B-C 合金强韧性匹配并提高耐磨性的有效途径,而目前鲜有相关报道。前期研究明晰了 B 含量在较大范围内变化对铸态 Fe-Cr-B-C 合金组织性能的作用机制^[17],但 B 如何影响该合金热处理态的组织性能尚不清楚。为此,本文重点研究了 B 含量对 Fe-Cr-B-C 合金经相同淬火+回火工艺处理后显微组织、硬度和冲击韧性的作用,探索调控该合金强韧性匹配的新方法,为提高其耐磨性提供理论指导。

1 实验材料及方法

以高纯 Al、Ti、Cr、Mn、Nb、Cu、Fe 及石墨片为原材料,在真空感应炉(VIM)中熔炼 22 kg 母合金铸锭,其化学成分见表 1。将该铸锭表面打磨光亮后平均切成三段,在上述 VIM 炉中重熔。在精炼过程中分别加入不同质量的硼铁,最后浇铸成质量均约为 6.0 kg 的三种 B 含量铸锭。这三个铸锭的精炼时间均约 6 min,浇注温度均约 1 490 °C。由于这三种 B 含量铸锭均源于同一母合金铸锭,除了 B 之外,这三个铸锭中其他元素的含量基本一致。用 iCAP6 300 型电感耦合等离子体原子发射光谱仪(ICP-AES)测定其 $w[B]$ 分别为 0.000 6% (低 B 合金)、0.51% (中 B 合金) 和 2.89% (高 B 合金)。需要提出的是 Fe-Cr-B-C 系合金的 B 含量跨度很宽,且依据 B 含量分为亚共晶、共晶和过共晶型^[11-12]。这三种 B 含量跨度较大的合金既可涵盖 Fe-Cr-B-C 系合金的 B 含量区间,还能凸显 B 的作用,利于分析 B 的作用机理。

表 1 母合金的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the master alloy %							
C	Al	Ti	Cr	Mn	Cu	Nb	Fe
0.61	0.04	0.02	10.60	0.30	0.30	0.08	Bal.

用线切割在三种B含量铸锭的1/2半径处切取10 mm×10 mm×10 mm的试样。将试样放在高温管式炉的均温区,进行热处理实验。根据前人研究^[20],对于 $w[B]$ 为1.4%的Fe-Cr-B系合金,1 050 °C为最佳淬火温度(获得高硬度),500 °C为最佳回火温度(获得高冲击韧性)。为了获得良好的强韧性匹配并确保单一变量,深入分析B含量对热处理态Fe-Cr-B-C合金组织性能的影响,这三种B含量合金的淬火温度均选择1 050 °C,且回火温度均选择500 °C。由于实验合金在1 050 °C水淬时发生了明显开裂,将淬火工艺设为1 050 °C保温30 min后空冷至室温的空淬处理。然后,对经1 050 °C保温30 min后空淬的试样进行500 °C保温2 h后空冷至室温的回火处理。将1 050 °C空淬和1 050 °C空淬+500 °C回火处理后的试样研磨抛光并在体积分数为4%的硝酸酒精溶液中进行10~20 min的化学腐蚀。用Panalytical X' Pert型X射线衍射仪(XRD, Cu-K α 辐射,电压40 kV)分析三种B含量合金经相同空淬和空淬+回火工艺处理后的物相组成。用Axio Vert. A1型金相显微镜(OM)和Sigma 500型场发射扫描电镜(SEM)观察三种B含量合金热处理后的显微组织。用SEM配备的能谱仪(EDS)分析析出相的化学成分。

用线切割在三种B含量铸锭的1/2半径处切取尺寸为10 mm×10 mm×55 mm的无缺口冲击试样。将这些试样在1 050 °C保温30 min后空淬,再进行500 °C保温2 h后空冷的回火处理。用400#的SiC水磨砂纸将试样表面打磨光亮去除氧化皮后,用JB-5型冲击试验机测试三种B含量合金经热处理后的冲击功,用RB2000型洛氏硬度计测定其宏观硬度。为了保障测试结果的准确性,冲击功取3组试样的平均值,洛氏硬度取5个随机点的平均值。最后,用SEM观察冲击断口形貌,分析断裂机制。

2 实验结果

2.1 B对热处理后显微组织的影响

前期研究了B对Fe-Cr-B-C合金凝固组织、强韧性和耐磨性的影响^[17]。本文在此基础上进行分析讨论。图1为三种B含量Fe-Cr-B-C合金经1 050 °C空淬处理和1 050 °C空淬+500 °C回火处理后的XRD谱图。可见经空淬处理后低B合金只出现很强的 α 相衍射峰,说明该合金中存在大量 α 相。中B合金出现了很强的 α 相衍射峰和微弱的 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 、 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 相衍射峰,说明该合金中存在大

量 α 相及少量 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 和 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 相。高B合金的 γ 相衍射峰最强, $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 衍射峰次之, $(Fe, Cr)_3(C, B)$ 和 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 相的衍射峰比较微弱,未出现 α 相衍射峰,说明该合金存在大量 γ 、 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 相及少量 $(Fe, Cr)_3(C, B)$ 、 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 相,如图1(a)所示;经空淬+回火处理后,低B合金和高B合金的衍射峰特征与相应空淬后的无明显差别,而中B合金的 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 相衍射峰消失,如图1(b)所示。这说明经回火处理后,凝固析出相 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 发生了进一步回溶。与铸态相比^[17],经空淬或空淬+回火处理后,低B合金的 Cr_7C_3 衍射峰消失,中B合金的 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 衍射峰明显减弱或消失,但增添了 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 的衍射峰,高B合金的 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 和 $(Fe, Cr)_3(C, B)$ 衍射峰显著减弱。结果表明,经上述热处理后,低B合金中 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 共晶明显回溶,中B合金的初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 和 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶明显回溶,但可能析出了二次碳化物 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$,而高B合金中初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 、 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶及 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)+(Fe, Cr)_3(C, B)]$ 包晶发生了一定回溶。

依据JMatPro热力学计算,1 050 °C已超过三种B含量合金的Ac3线。我们前期研究发现低B和中B合金在冷速为10 °C/min的凝固过程中基体就发生了马氏体相变^[17]。本研究空淬的冷却速度约为1 200~1 800 °C/min,远高于此。结合上述XRD分析,经1 050 °C空淬处理后这两种合金的基体必然发生了马氏体相变。但高B合金中 γ 相的衍射峰最强,且不存在 α 相衍射峰,说明其基体仍为 γ ,在空淬过程仍未发生马氏体相变。

图2为三种B含量Fe-Cr-B-C合金经1 050 °C空淬处理后的金相组织。可见中B合金的枝晶组织较低B合金的明显更加细小,而高B合金不存在枝晶组织,如图2(a)、(c)、(e)所示。经空淬处理后三种B含量合金的枝晶间区域仍存在与铸态组织类似的高硬度、高脆性凝固析出相。在低B合金的枝晶间区域存在少量 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 共晶和初生 $Nb(C, B)$,如图2(b)所示,在中B合金的枝晶区域存在较多初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 和蜂窝状 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶且共同构成了网状碳化物,如图2(d)所示,在高B合金基体中分布着大量板条状初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 、蜂窝状和鱼骨状 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶以及菊花状 $[\gamma+(Fe, Cr)_2(B, C)+(Fe, Cr)_3(C, B)]$

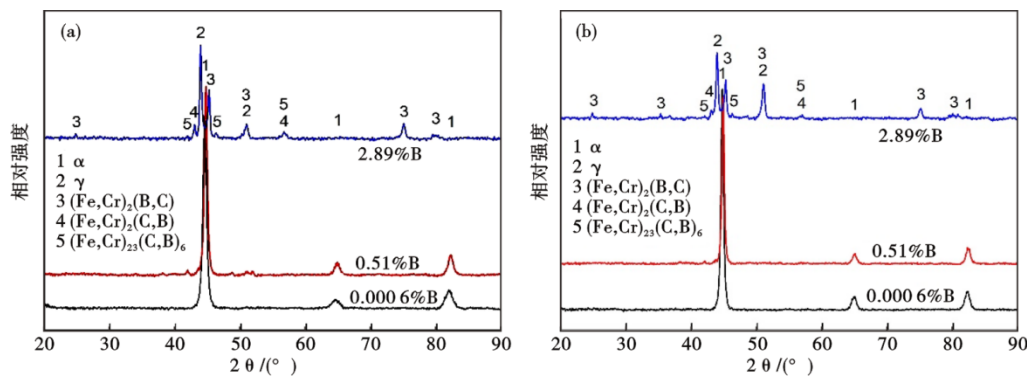


图 1 三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经不同热处理工艺处理后的 XRD 谱图: (a) 1 050 °C 空淬, (b) 1 050 °C 空淬+500 °C 回火
 Fig. 1 XRD spectra of the Fe-Cr-B-C alloys with three content of B after different heat treatment processes: (a) air quenching at 1 050 °C, (b) air quenching at 1 050 °C +500 °C tempering

包晶且共同构成了更加致密的网状硼碳化合物,如图 2(e)所示。与铸态组织相比,三种 B 含量合金中的凝固析出相均发生了一定回溶,且导致中 B 和高 B 合金的网状硼碳化合物发生了局部断网。另外,在低 B 合金的枝晶干存在大量粗大板条状马氏体,而在中 B 合金的基体中存在大量细小针状马氏体^[23],高 B 合金的基体仍为 γ 奥氏体。在低 B 合金的枝晶间区域析出了大量极细二次相,如图 2(b)所示。在中 B 合金的枝晶间和枝晶干均析出了弥散的细小二次相,其颗粒度较前者明显更大,但颗粒密度明显更低,如图 2(d)所示。在高 B 合金的基体中也析出了弥散的细小二次相,其颗粒度进一步增大,颗粒密度进一步减小,如图 2(f)所示。在三种 B 含量合金

中,越靠近枝晶间凝固析出的硼碳化合物或碳化物共晶,二次析出相越多。

图 3 为三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的显微组织。可见 B 对回火后显微组织的作用与对空淬后的作用基本一致。与空淬后的显微组织相比,三种 B 含量合金中二次析出相的数量增加,颗粒密度增大,析出区域扩大。例如,对于中 B 合金,即使在远离凝固析出相 $(\text{Fe,Cr})_2(\text{B,C})$ 的枝晶干区域也弥散析出了高密度的细小二次相,如图 3(d)所示。

为了进一步分析 B 含量对 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后显微组织的作用,在 SEM 下观察了显微组织,如图 4 所示,并用 EDS 分析了析出相的化学成

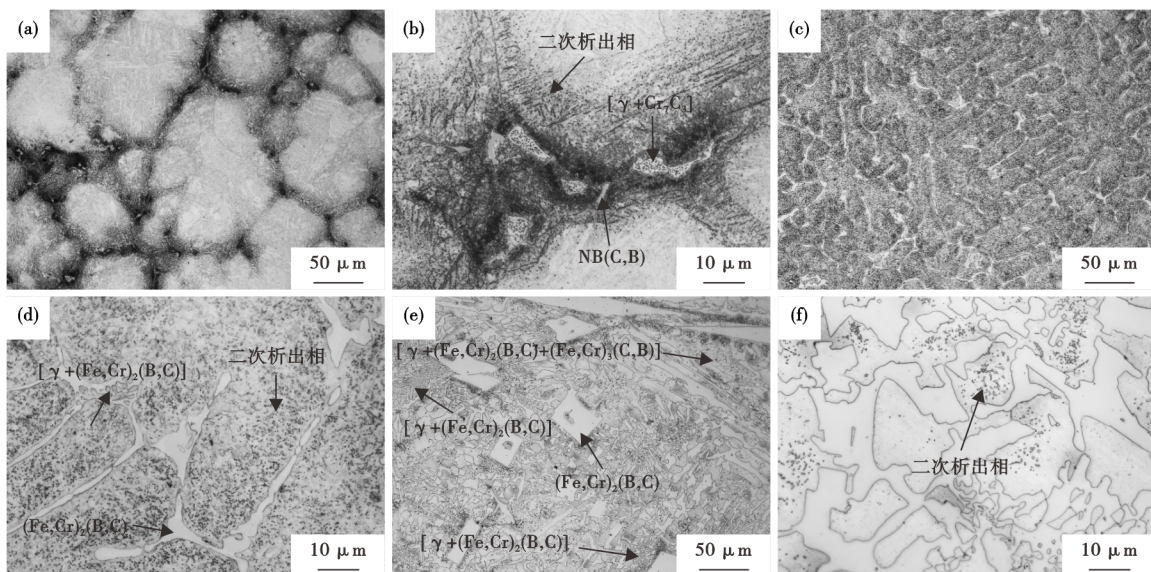


图 2 三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬处理后显微组织的 OM 像: (a) 低 B 合金 200×, (b) 低 B 合金 1 000×, (c) 中 B 合金 200×, (d) 中 B 合金 1 000×, (e) 高 B 合金 200×, (f) 高 B 合金 1 000×
 Fig. 2 OM images of microstructure of three B-content Fe-Cr-B-C alloys after air quenching at 1 050 °C: (a) Low B alloy 200×, (b) low b alloy 1 000×, (c) medium B alloy 200×, (d) medium B alloy 1 000×, (e) high B alloy 200×, (f) high B alloy 1 000×

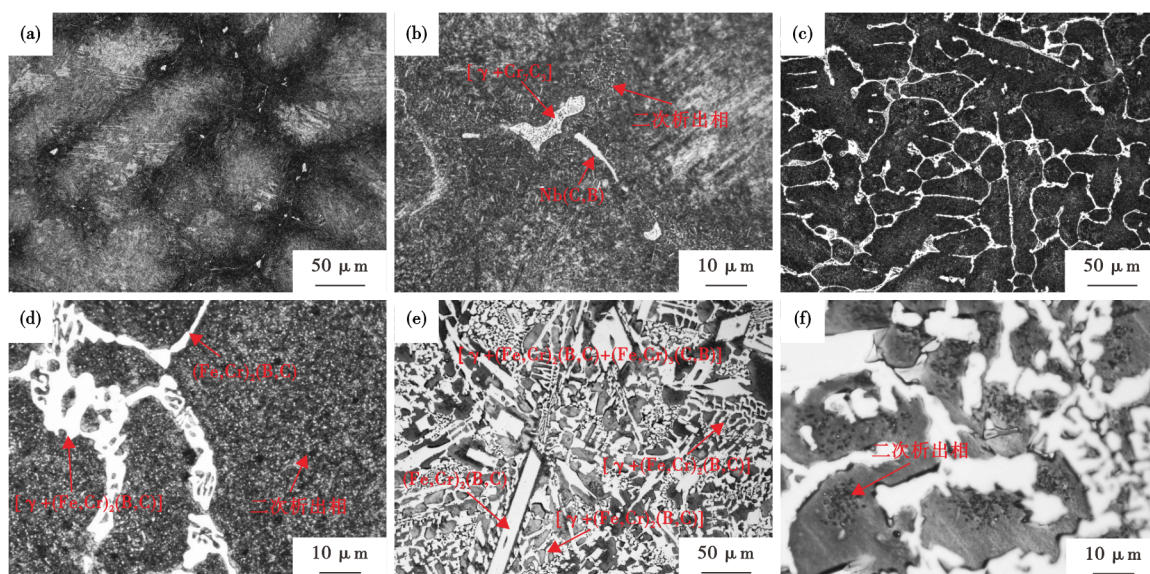


图 3 三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后显微组织的 OM 像: (a) 低 B 合金 200×, (b) 低 B 合金 1 000×, (c) 中 B 合金 200×, (d) 中 B 合金 1 000×, (e) 高 B 合金 200×, (f) 高 B 合金 1 000×

Fig. 3 OM images of microstructure of three B-content Fe-Cr-B-C alloys after air quenching at 1 050 °C + tempering at 500 °C : (a) Low B alloy 200×, (b) Low B alloy 1 000×, (c) Medium B alloy 200×, (d) Medium B alloy 1 000×, (e) High B alloy 200×, (f) High B alloy 1 000×

分。可见低 B 合金的枝晶干存在大量粗大板条状马氏体,如图 4(a) 所示,而枝晶间区域为细小针状马氏体,围绕 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 共晶析出了大量极细二次相且在针状马氏体之间存在较多二次析出相,如图 4(b) 所示。在中 B 合金的基体中存在大量针状马氏体和少量板条马氏体,且在马氏体晶界上分布着细小二次析出相,如图 4(c) 所示。在高 B 合金的 γ 基体中析出了更加粗大的二次相,如图 4(d) 所示。

图 5 为三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的凝固析出相和二次析出相的 EDS 结果。与铸态组织的凝固析出相相比,低 B 合金中 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 共晶的 EDS 谱中出现了微弱的 B 峰,这是由于在加热保温过程中 B 原子从 Nb(C, B)

向周围扩散并部分溶入 $[\gamma+Cr_7C_3]$ 。另外,三种 B 含量合金中的二次析出相均强烈富 Fe、Cr、C 并轻微富 B。结合上述 XRD 分析和文献[20],可推断其为二次碳化物 $(Fe, Cr)_{23}(C, B)_6$ 。

2.2 B 对硬度和冲击韧性的影响

表 2 列出了三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的平均洛氏硬度和冲击功。随着 B 含量的提高,洛氏硬度先小幅提高再大幅减小,冲击功先大幅减小后小幅降低。低 B 合金的冲击功最高,中 B 合金的洛氏硬度最大,而高 B 合金的洛氏硬度和冲击功均最低。显然,适当增加 B 含量可提高 Fe-Cr-B-C 合金热处理后的硬度,但过多 B 的添加会大幅降低其硬度。而提高 B 含量会

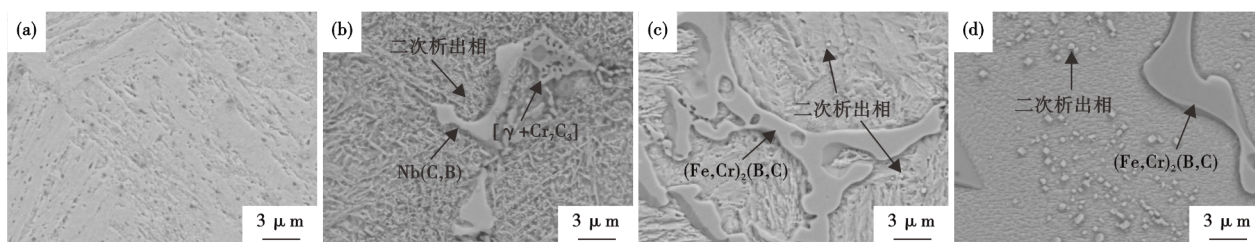


图 4 经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的 SEM 像: (a) 低 B 合金枝晶干处马氏体, (b) 低 B 合金枝晶间的析出相, (c) 中 B 合金的马氏体和析出相, (d) 高 B 合金基体中二次析出相

Fig. 4 SEM images after air quenching at 1 050 °C + tempering at 500 °C were obtained: (a) martensite in the dendrite arm of low B alloy, (b) precipitated phase between dendrites of low B alloy, (c) martensite and precipitated phase of middle B alloy, and (d) secondary precipitated phase in high B alloy matrix

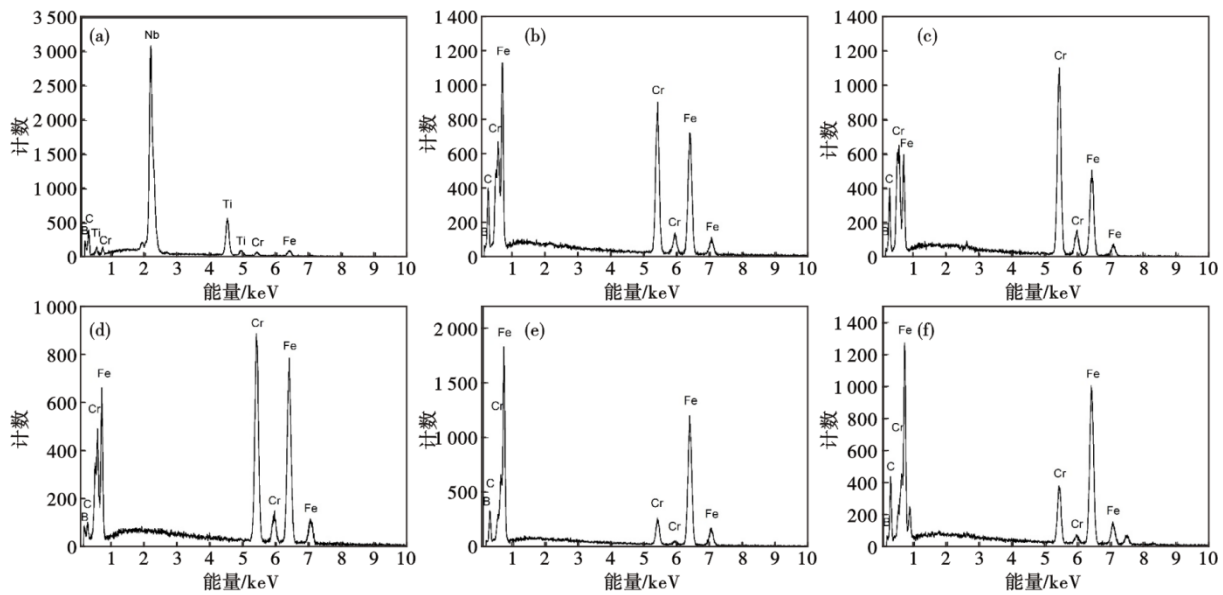


图 5 三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的 EDS 结果:(a)低 B 合金中 Nb(C, B), (b) [γ+Cr₇C₃], (c)二次析出相,(d)中 B 合金中 (Fe, Cr)₂(B, C), (e)二次析出相,(f)高 B 合金中二次析出相

Fig. 5 EDS results of three Fe-Cr-B-C alloys with B content after air quenching at 1 050 °C + tempering at 500 °C : (a) Nb(C, B), (b) [γ+Cr₇C₃], (c) secondary precipitates in low b alloy, (d) secondary precipitates in middle B alloy (Fe, Cr)₂(B, C), (e) secondary precipitates in high B alloy, (f) secondary precipitates in high B alloy

严重恶化热处理态 Fe-Cr-B-C 合金的冲击韧性。与铸态相比^[17],经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后三种 B 含量合金的洛氏硬度均明显下降,低 B 合金的冲击功有所减小,而中 B 和高 B 合金的冲击功明显增大。

表 2 不同 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的平均洛氏硬度和冲击功

Table 2 Average Rockwell hardness and impact energy of Fe-Cr-B-C alloys with different B contents after air-cooling quenching at 1 050 °C plus tempering at 500 °C

w[B]/%	洛氏硬度(HRC)	冲击功/J
0.000 6	50.9±0.2	7.6±0.6
0.51	51.7±0.3	3.8±0.3
2.89	40.3±0.6	3.5±0.2

图 6 为三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金经 1 050 °C 空淬+500 °C 回火处理后的冲击断口形貌。可见低 B 和中 B 合金的断口表面均存在枝晶特征,表明这两种合金发生了明显的沿枝晶间开裂。而高 B 合金的断口表面存在粗大板条状硼碳化物特征,说明该合金容易沿粗大硼碳化物表面开裂。另外,低 B 合金的撕裂棱较中 B 和高 B 合金的明显更高,这与其冲击韧性较后两者明显更好的结果相吻合。在较高倍下可见三种 B 含量合金的断裂模式均为准解理断裂,断口表面均存在类解理小平面、

微孔、撕裂棱及微裂纹,且 B 含量越高类解理小平面越多。

3 结果分析讨论

3.1 B 对二次碳硼化物析出的影响

在空淬和回火的加热保温过程中,三种 B 含量 Fe-Cr-B-C 合金中凝固析出的硼碳化物和碳化物共晶等均发生了少量溶解,导致中 B 和高 B 合金的网状硼碳化物发生局部断网。在 Fe-Cr-B-C 合金中 Cr、C、B 均为正偏析元素,且主要分布在凝固析出相 (Fe, Cr)₂(B, C)、[γ+Cr₇C₃]和 Nb(C, B)中^[17, 24]。这些相的溶解受扩散控制,在其溶解过程中向周围基体释放大质量溶质原子。根据文献[25],扩散距离 $d = \sqrt{2Dt}$,其中 D 为扩散系数, t 是时间。低 B 合金比中 B 合金的二次枝晶间距明显更大,在加热保温过程中 Cr、C、B 等元素的扩散距离难以跨越前者的二次枝晶(仅富集在枝晶间区域),但可轻易跨越后者的二次枝晶。另外,高 B 合金的硼碳化物网络更加致密,Cr、C、B 也容易扩散至其基体内部。大量 Cr、C、B 原子在基体中固溶将引起较大晶格畸变,处于热力学不稳定状态,在加热保温过程中将析出二次碳硼化物以降低畸变能^[20]。因此,在低 B 合金的枝晶间区域析出了大量极细二次碳硼化物,而在中 B 和高 B 合金的基体内弥散析出了细小二次碳硼化物。鉴于 (Fe, Cr)₂(B, C)、[γ+Cr₇C₃]和 Nb(C, B)周

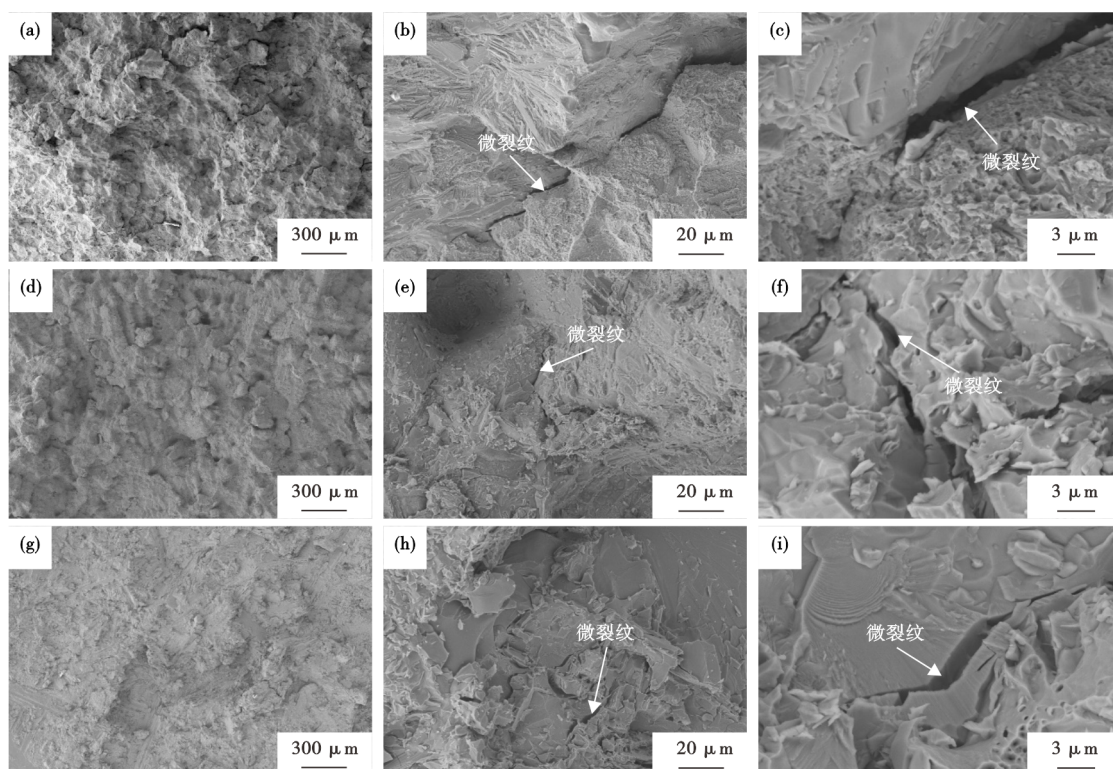


图6 三种B含量Fe-Cr-B-C合金经1 050 °C空淬+500 °C回火处理后的冲击断口形貌:(a、b、c)低B合金;(d、e、f)中B合金;(g、h、i)高B合金

Fig. 6 Impact fracture morphology of three Fe-Cr-B-C alloys with B content after air quenching at 1 050 °C + tempering at 500 °C : (a, b, c) low B alloy; (d, e, f) middle B alloy; (g, h, i) High B alloy

围的溶质元素浓度更高,在靠近这些凝固析出相的区域就析出了更多二次碳化物。

鉴于二次碳化物中Cr、C的富集程度明显高于B,其析出主要受Cr和C扩散的影响。三种B含量Fe-Cr-B-C合金的C、Cr含量一致,但低B合金 $[\gamma + Cr_7C_3]$ 中的Cr和C浓度明显更高,在扩散过程中必然使其周围基体中Cr、C的过饱和度明显更高,导致二次碳化物的形核率更大^[26]。在中B和高B合金中,Cr和C主要分布在 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 中,随着 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 含量的升高,其内部的Cr和C浓度必然降低,从而导致其周围基体的过饱和度下降,二次碳化物的形核率降低。为此,经空淬/回火处理后,低B合金中二次碳化物的颗粒密度最大,平均颗粒度最小;中B合金中的颗粒密度降低,平均颗粒度增大;高B合金中的颗粒密度进一步减小,颗粒度最大。

3.2 B对硬度和冲击韧性的影响

众所周知,添加B可显著增加过冷奥氏体的稳定性并提高钢的淬透性^[27-28]。因此,经1 050 °C空淬处理后低B和中B合金的基体均发生了马氏体相变。而高B合金的过冷奥氏体稳定性大幅提高,

马氏体转变点大幅降低,即使空淬至室温也未发生马氏体相变。由于大量细小二次碳化物的析出可抑制马氏体的长大^[22],在低B合金的枝晶间区域和中B合金的整个基体中均形成了细小针状马氏体。

在回火保温过程中,Cr、C、B原子继续从凝固析出相向周围基体中扩散,提高过饱和度,扩大二次碳化物的析出区域^[29]。同时马氏体中的过饱和C、B脱溶,再次析出极细的二次碳化物,减小晶格畸变程度,形成回火马氏体。这导致三种B含量合金经回火处理后二次碳化物的数量进一步增多。另外,回火马氏体的形成减轻淬火内应力,降低基体的硬度但提高其韧性^[20, 30],弥散析出的细小二次碳化物有利于提高合金的强韧性和耐磨性^[31]。

凝固析出的 $[\gamma + Cr_7C_3]$ 、初生 $(Fe, Cr)_2(B, C)$ 、 $[\gamma + (Fe, Cr)_2(B, C)]$ 共晶和 $[\gamma + (Fe, Cr)_2(B, C) + (Fe, Cr)_3(C, B)]$ 包晶均为高硬度的脆性相,且这些脆硬相与基体的界面是冲击过程的主要裂纹萌生源^[17]。经1 050 °C空淬+500 °C回火处理后,低B合金的基体为回火马氏体,且在枝晶间析出致密的

细小二次碳硼化物,但其脆硬凝固析出相含量极低;中B合金的基体也为回火马氏体,但在基体内弥散析出了大量细小二次碳硼化物,且存在较多网状硼碳化物。因此,中B合金的洛氏硬度较B合金更高。而高B合金中虽然存在更致密的网状硼碳化物,但其 γ 基体的硬度极低,不及前两种合金基体硬度的一半^[17],且在基体中仅析出了少量弥散的二次碳硼化物。这导致高B合金的洛氏硬度较前两者明显更低。从裂纹萌生源的数量不难推测,低B合金极少的裂纹源导致其冲击韧性最佳,中B合金裂纹源的大幅增多明显恶化其冲击韧性,高B合金的裂纹源进一步增多导致其冲击韧性最差。三种B含量合金在受冲击过程中,裂纹均从凝固析出的脆硬相/基体界面或脆硬相内部萌生,并在晶粒内扩展,发生准解理断裂^[17, 32]。

三种B含量合金1050℃空淬+500℃回火处理后,洛氏硬度较铸态下发生明显下降的主要原因是回火马氏体的软化及凝固析出相的回溶。低B合金经空淬+回火处理后比铸态下冲击韧性明显降低主要是由于其枝晶间区域析出了过多密集分布的二次碳硼化物。而中B和高B合金经空淬+回火处理后较铸态下的冲击韧性明显提高,主要是因为其网状硼碳化物发生局部断网,同时在基体内析出了弥散的二次碳硼化物。

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] 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+186.
- [4] 张卫攀,刘红艳,徐桂喜,等. 高品质自卸车厢体用NM450耐磨钢板的开发[J]. 特殊钢, 2022, 43(3): 39-42.
- [5] 金波,王天瑶,郭长庆,等. 中锰Fe-Cr-B/42CrMo复合轧辊包覆层显微组织特征的研究[J]. 铸造, 2018, 67(3): 231-236.
- [6] 张建军,魏晓伟,王剑,等. 抗磨Fe-B合金研究进展[J]. 铸造, 2014, 63(7): 669-674.
- [7] 赵尚丽,张月霞,王守忠. 铸造高强度Fe-Cr-B-C合金的试验研究[J]. 铸造, 2019, 68(9): 977-981.
- [8] 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.
- [9] 张艳玲. 耐磨高硼低碳铸造合金的研究[J]. 铸造, 2014, 63(12): 1273-1276.
- [10] 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.
- [11] 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.
- [12] Ren X Y, Fu H G, Xing J D, et al. Effect of boron concentration on microstructures and properties of Fe-B-C alloy steel[J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(16): 3078-3088.
- [13] Lv Z, Fu H G, Xing J D, 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.
- [14] 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(6): 923-931.
- [15] 刘仲礼,李言祥,陈祥,等. 硼、碳含量对高硼铁基合金组织和性能的影响[J]. 钢铁, 2007, 42(6): 78-82.
- [16] Zhang H, Fu H, Jiang Y, et al. Effect of boron concentration on the solidification microstructure and properties of Fe-Cr-B alloy[J]. Materialwissenschaft Und Werkstofftechnik, 2011, 42(8): 765-770.
- [17] 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]. 金属学报, DOI: 10.11900/

4 结论

(1)经1050℃空淬处理后,在低 $w[B]$ (0.0006%)合金的枝晶间析出大量极细二次碳硼化物,在中 $w[B]$ (0.51%)合金的枝晶间和枝晶干析出弥散的细小二次碳硼化物,在高 $w[B]$ (2.89%)合金的基体中弥散析出少量二次碳硼化物。随B含量增加,二次碳硼化物的颗粒度增大,颗粒密度明显降低。

(2)经1050℃空淬+500℃回火处理后,三种B含量合金中二次碳硼化物均增多,析出区域扩大。低B合金的枝晶干为板条状马氏体,枝晶间由针状马氏体、极细二次碳硼化物及少量凝固析出相构成;中B合金由针状马氏体基体、在基体中弥散析出的二次碳硼化物及网状硼碳化物构成;高B合金由 γ 基体、在基体中弥散析出的少量二次碳硼化物及更致密的网状硼碳化物构成。

(3)在空淬和回火的加热保温过程中,三种B含量合金的凝固析出相均发生溶解,中B和高B合金的网状硼碳化物局部断网。经1050℃空淬+500℃回火处理后,中B合金的洛氏硬度最高,低B合金次之,高B合金的严重降低;低B合金的冲击韧性最佳,而中B和高B合金的明显恶化。与铸态相比,三种B含量合金的洛氏硬度均明显降低,低B合金的冲击韧性有所下降,而中B和高B合金的冲击韧性明显改善。

0412. 1961. 2023. 00289.
- [18] 冯锡兰, 蒋志强, 符寒光. 热处理对Fe-B-C合金组织和力学性能影响[J]. 航空材料学报, 2007, 27(5): 26-29.
- [19] 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.
- [20] 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.
- [21] 包蕴斌, 叶旭初, 陈川辉, 等. 硼含量及热处理对铁基耐磨合金摩擦磨损性能的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(20): 200-203.
- [22] 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.
- [23] Tian Y, Ju J, Fu H G, et al. Effect of chromium content on microstructure, hardness, and wear resistance of As-cast Fe-Cr-B alloy[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2019, 28(10): 6428-6437.
- [24] Shankar V, Gill T P S, Mannan S L, et al. Solidification cracking in austenitic stainless steel welds[J]. Sadhana, 2003, 28(3): 359-382.
- [25] Huang X, Chaturvedi M C, Richards N L, et al. The effect of grain boundary segregation of boron in cast alloy 718 on HAZ microfissuring—a SIMS analysis[J]. Acta Materialia, 1997, 45(8): 3095-3107.
- [26] Mao J, Chang K M, Yang W H, et al. Cooling precipitation and strengthening study in powder metallurgy superalloy U720LI[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2001, 32(10): 2441-2452.
- [27] Asahi H. Effects of Mo addition and austenitizing temperature on hardenability of low alloy B-added steels[J]. ISIJ International, 2002, 42(10): 1150-1155.
- [28] Titova T I, Shulgan N A, Malykhina I Y. Effect of boron microalloying on the structure and hardenability of building steel[J]. Metal Science and Heat Treatment, 2007, 49(1): 39-44.
- [29] Guo C Q, Kelly P M. Boron solubility in Fe - Cr - B cast irons[J]. Materials Science and Engineering: A, 2003, 352(1-2): 40-45.
- [30] 林文政, 田荣斌, 贾 礼, 等. 回火温度对20SiMnMo高强度钢微观组织与力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2022, 43(3): 74-78.
- [31] 付晓虎, 罗丰华, 高 翔, 等. 稀土变质处理对耐磨高铬铸铁组织性能的影响[J]. 中国材料科技与设备, 2012, 8(2): 56-59.
- [32] 付瑞东, 任一宾, 郑场曾. 32Mn-7Cr-0.6Mo-0.3N奥氏体低温钢的组织 and 拉伸性能[J]. 特殊钢, 2001, 22(2): 19-21.