

DOI: 10.7652/xjtuxb201908012

淬火方式对高硼合金组织及力学性能的影响

万明佳^{1,2}, 俞浪浪^{1,2}, 易艳良^{1,2}, 邢建东^{1,2}

(1. 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 710049, 西安;

2. 西安交通大学铸造及耐磨材料研究所, 710049, 西安)

摘要: 为获得性能较优的马氏体基体同时避免过大残余应力的形成,研究了淬火方式对高硼合金组织、力学性能及残余应力的影响。采用空冷和油冷两种淬火方式调控合金基体组织和残余应力,进而分析了合金在不同淬火方式下的力学性能和残余应力的变化规律。实验结果表明:热处理后,基体由珠光体转变为马氏体,进而促使合金宏观硬度从铸态下的 HRC42.73 提高至空冷下的 HRC55.31 和油冷下的 HRC57.18,增幅分别为 29.44% 和 33.82%,同时合金中残余应力从铸态下的 -307.66 MPa 增至空冷下的 -407.35 MPa 和油冷下的 -462.21 MPa。与油冷方式相比,空冷方式下合金宏观硬度虽略有降低,但形成的残余应力较小,进而降低了合金的淬裂倾向。综上所述,在空冷方式下,高硼合金既可获得较优的力学性能又可避免过大残余应力形成,显示出更优的性价比和应用前景。

关键词: 高硼合金;淬火方式;力学性能;残余应力

中图分类号: TG135.6 **文献标志码:** A **文章编号:** 0253-987X(2019)08-0090-08

Effects of Quenching Methods on Microstructures and Mechanical Properties of High Boron Alloy

WAN Mingjia^{1,2}, YU Langlang^{1,2}, YI Yanliang^{1,2}, XING Jiandong^{1,2}

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

2. Institute of Foundry Technology and Wear Resistant Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: Effects of quenching methods on microstructure, mechanical properties and residual stress of the high boron alloy (Fe-2.0wt%B alloys) are investigated to obtain martensite matrix with better properties and avoid formation of excessive residual stress. The mechanical properties and residual stress of the alloy are regulated and analyzed by applying different quenching methods. Results show that after heat treatment, the matrix is transformed from pearlite to martensite, which promotes the macro-hardness of the alloy from HRC 42.73 in as-cast condition to HRC 55.31 in air-quenched state and HRC 57.18 in oil-quenched state. The increase is 29.44% and 33.82%, respectively. Meanwhile, the residual stress in the alloy increases from -307.66 MPa in as-cast state to -407.35 MPa in air-quenched state and marco hardness -462.21 MPa in oil-quenched state. A comparison with the oil-quenched alloy shows that the air-quenched alloy has slight reduction in macro hardness, but has relatively smaller residual stress, which reduces fracture tendency of the alloy. It is concluded that the high boron alloy in air-quenched state can obtain better mechanical properties, avoid excessive residual stress

收稿日期: 2019-04-18。 作者简介: 万明佳(1995—),男,硕士生;邢建东(通信作者),男,教授,博士生导师。

网络出版时间: 2019-06-04

网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/61.1069.T.20190604.0943.002.html>

formation, and have better cost performance and application prospects.

Keywords: high boron alloy; quenching method; mechanical property; residual stress

硼在 α -Fe 中溶解度小于 0.000 4%,在 γ -Fe 中的最大溶解度也只有 0.02%^[1]。含硼量较高的高硼合金中,加入的硼元素大多形成具有较高硬度和良好热稳定性的硼化物。与大量添加 Cr、Ni 等昂贵合金元素的耐磨金属材料相比,高硼合金成本更为低廉,因此是一种极具潜力的耐磨材料^[1-3]。

高硼合金中硼化物硬度约为 HV1600,可以有效抵抗磨损^[4-6],且其基体组织能较好地支撑并固定硼化物,使其具备较优的耐磨性能^[5-7]。然而,硼化物(Fe₂B)在[002]方向键能较弱使其韧性不足^[8-9]。为解决这一问题,皇志富等研究表明,Cr 元素和 Mn 元素的添加可有效改善硼化物韧性,当 Cr 和 Mn 的质量分数分别为 4.0%~18.0%和 2.0%时,硼化物韧性得到显著提高,但过量的 Cr、Mn 元素的添加反而降低其韧性^[10-14]。

铸态条件下,高硼合金基体中可能有部分珠光体和铁素体而导致其性能降低^[15-17],而热处理是改善基体组织的常用手段。李言祥等研究表明,920℃奥氏体化后空冷处理,高硼合金基体组织由珠光体转变为马氏体^[18]。坚永鑫等的研究表明,油冷后高硼合金可得到全马氏体基体,且洛氏硬度从 HRC37.5 提升至 HRC55.0^[13]。然而,高硼合金较脆的本质特点使其具有较高的淬裂敏感性,淬火过程中可能产生较大的残余应力,致使合金的淬裂倾向增大。因此本文在添加质量分数为 4%的 Cr 和 2%的 Mn 来调控高硼合金性能的基础上,研究了空油和油冷两种淬火方式对高硼合金组织及力学性能的影响,以期在得到性能较优的马氏体基体的同时避免过大残余应力的形成,为高硼合金的应用提供参考。

1 实验方法

1.1 材料制备

熔炼前根据理论设计成分进行原料配比。采用 10 kg 中频感应电炉进行熔炼,原料为纯铁、铸锭、硼铁、铬铁以及锰铁,最后浇铸为 Y 型试块(根据 GB/T 26651—2011)。浇铸完成后,采用 X 射线荧光光谱仪(XRF)对试块实际成分进行检测分析,结果见表 1。在试块底面以上 10 mm 处取样,金相试样规格为 10 mm×10 mm×10 mm,冲击试验试样规格为 11 mm×11 mm×56 mm,硬度测试在金相

试样上进行,且热处理试样取样位置和规格与铸态保持一致。试样在 1 000℃保温 1 h 后分别进行空冷(环境温度为 25℃)和油冷(采用淬火油),最后在 220℃回火 2 h。为叙述方便,下文中铸态、空冷和油冷试样分别记为 A₀、A₁ 和 A₂。

表 1 试样成分

合金元素	Cr	Mn	Si	C	B	Fe
质量分数/%	4.31	1.76	1.17	0.34	2.05	余量

1.2 分析方法

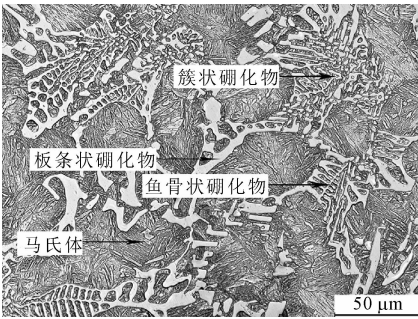
金相试样经不同型号砂纸磨制后抛光成镜面,最后用体积分数为 4%的硝酸酒精进行腐蚀。借助光镜(LEICA DMI 5 000 M,OM)和扫描电子显微镜(SU3500,SEM)分析了合金试样的组织形貌。利用 X 射线衍射仪(Rigaku D/Max-2400X,XRD)分析了试样物相组成,扫描角度 2 θ 范围为 15°~90°,扫描速度为 2(°)/min。通过电子探针显微分析仪(JXA-8230,EPMA)分析了合金元素分布和微区成分,电子束参数为 10 keV 和 100 nA。采用 X 射线残余应力分析仪(X-350)结合 sin² Ψ 法测定了残余应力,Co-K α 射线,电压和电流分别为 20 kV 和 0.5 mA,扫描角度范围为 150°~162°。用透射电子显微镜(JEM-200CX,TEM)进行了亚结构及晶体结构分析,试样制备方法为:用电火花切割在金相样上取厚度约 0.5 mm 的薄片,机械减薄至厚度小于 50 μ m 后利用标准试样冲样器裁取直径为 3 mm 的标准 TEM 试样,最后用 MTP-1A 型双喷电解减薄仪对其进行减薄。此外,用体积分数为 10%的 HNO₃、3%的 HCl、10%的饱和 FeCl₃ 溶液、77%的无水乙醇组成的试剂腐蚀试样 4 h 后进行硼化物 3D 骨架形貌分析。

用 HR-150A 型洛氏硬度计测量试样宏观硬度,根据 GB/T 230.1—2018 标准,载荷为 150 kg,加载时间为 10 s。用 HXD—type 1000 型维氏硬度计测量试样的维氏硬度,根据 GB/T 4340.1—2009 标准,载荷为 50 g,加载时间为 10 s。根据 GB/T 229—2007 标准,冲击试验的试样规格为 10 mm×10 mm×55 mm(无缺口),采用量程为 150 J 的 JBW—300 型冲击试验机在室温下进行测量,取 5 个试样数据,去掉最大值和最小值后以均值作为试样冲击韧性值。

2 实验结果与分析

2.1 不同淬火方式下高硼合金显微组织

A₀、A₁ 和 A₂ 试样的 XRD 衍射图谱和金相显微组织如图 1 所示。由 XRD 衍射图谱,A₀ 试样可检出 α -Fe、 γ -Fe、M₂B 型硼化物和 Fe₃(B,C),A₁ 和 A₂ 试样可检出 α -Fe、 γ -Fe 和 M₂B 型硼化物。根据衍射峰位置,A₁ 和 A₂ 试样中 α -Fe 晶格常数分别为 0.288 4 和 0.288 6 nm,均大于 α -Fe 的标准晶格常数(0.286 3 nm)^[19],说明有部分碳元素以及合金元素(Cr、Mn 等)固溶于 α -Fe 中。金相显微组织中,A₀ 试样基体组织为全珠光体,如图 1 所示,A₁ 和 A₂ 试样基体组织为板条状马氏体,如图 1c 和图 1d

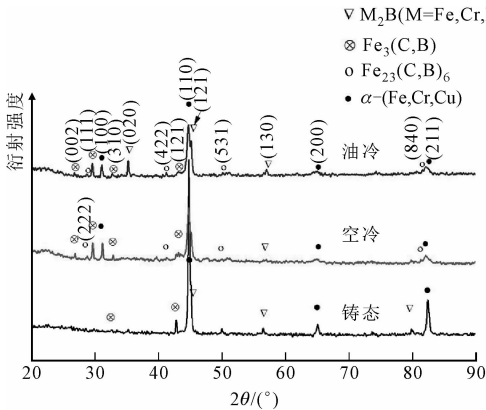


(d) A₂ 试样金相显微组织

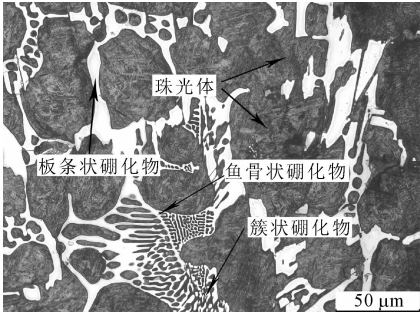
图 1 A₀、A₁ 和 A₂ 试样 XRD 谱和金相显微组织

所示。说明热处理后,试样基体组织由较软的珠光体变为较硬的马氏体,在一定程度上改善了合金力学性能^[2]。此外,A₁ 和 A₂ 试样中硼化物均呈白色鱼骨状、簇状以及块状分布于基体组织周围,两者之间在形态上未见明显差别。

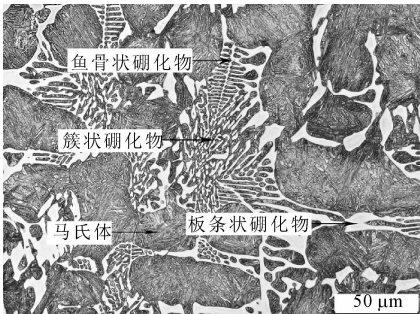
为进一步研究不同淬火方式对高硼合金中硼化物的影响,对 A₁ 和 A₂ 试样进行深腐蚀以观察其硼化物 3D 骨架形貌,如图 2a 和图 2b 所示。A₁ 和 A₂ 试样硼化物以鱼骨状、簇状以及块状的形态分布于基体周围,且骨架薄弱处可见轻微断网,这是因为部分硼化物中的硼元素和合金元素在热处理过程中进入基体^[17]。A₁ 和 A₂ 试样硼化物体积分数如图 2c 所示,可见 A₁ 和 A₂ 试样硼化物体积分数分别为 21.4% 和 21.2%,两者差异微小。因此,可以认为空冷和油冷两种淬火方式下合金中硼化物形貌及体



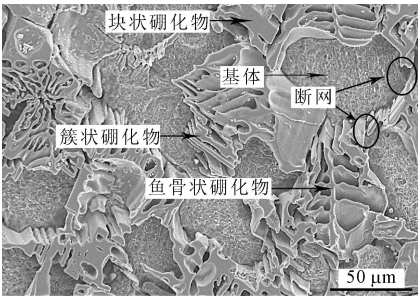
(a) XRD 谱



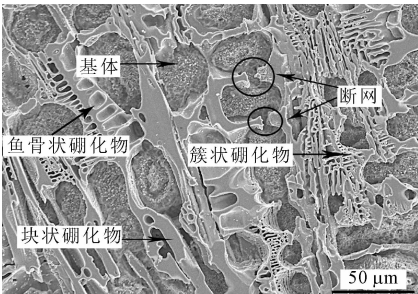
(b) A₀ 试样金相显微组织



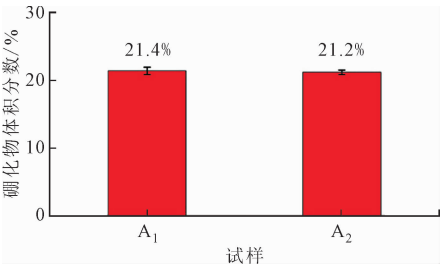
(c) A₁ 试样金相显微组织



(a) A₁ 试样硼化物 3D 骨架形貌



(b) A₂ 试样硼化物 3D 骨架形貌



(c) A₁ 和 A₂ 试样硼化物体积分数

图 2 A₁ 和 A₂ 试样硼化物 3D 骨架形貌及其体积分数

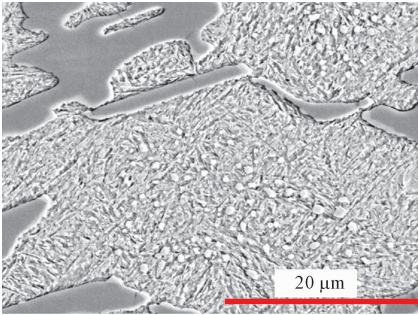
积分数无明显差异。

A₁ 和 A₂ 试样背散射电子形貌如图 3a 和图 3b 所示。可见,试样基体中有颗粒状二次硼化合物 M₂₃(B,C)₆^[20],且二次硼碳化合物主要分布于基体中心区域。随机取 20 个不同视场统计二次硼碳化物的尺寸分布情况,A₁ 和 A₂ 试样的二次析出相尺寸分布如图 3c、图 3d 所示。可以看出,A₁ 试样二次析出相尺寸为 0.4~0.8 μm,而 A₂ 试样二次析出相尺寸为 0.5~1.0 μm,说明 A₂ 试样中二次析出相尺寸大于 A₁ 试样。此外,统计得出 A₁ 和 A₂ 试样二次硼碳化合物体积分数分别为 5.56% 和 3.31%,这说明空冷条件下合金析出的二次硼碳化合物更多。二次硼碳化合物 M₂₃(C,B)₆ 的析出,一方面是由于高硼合金基体中固溶有 C、B 元素和合金元素,如图 1a 所示,且在热处理过程中部分 B 元素和合金元素从硼化物进入基体中,导致基体中 C、B 元素和合金元素含量进一步升高;另一方面,高硼合金中较高的 B 元素含量和 M₂₃(C,B)₆ 较低的自由能也有利于 M₂₃(C,B)₆ 的析出^[2]。目前认为,M₂₃(C,B)₆ 的析出温度在 750~1 000 ℃ 之间^[21],且析出过程中,形核与生长需要一定的时间^[2],冷速较低时,二次析出相将得到充分地析出,随冷却速度加快,二次析出相的析出将受到抑制。因此合金在冷却速度较低的空冷条件下析出了更多的二次析出相。此外,二次析出相的析出在一定程度上具有强化基体的作用^[22-24]。

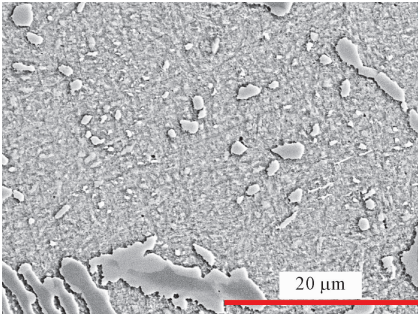
2.2 元素分布

A₁ 试样中合金元素分布如图 4 所示。其中,Mn 元素在硼化物和基体中均匀分布,Cr 元素在硼化物中含量略高于基体中,Si 元素主要固溶于基体中。Cr、Mn 元素原子半径分别为 0.185、179 nm,与 Fe 原子半径(0.175 nm)相近,且 Cr、Mn、Fe 有相近的电负性,分别为 1.66、1.83 和 1.85,因此 Cr、Mn 元素可取代硼化物中的部分 Fe 元素而形成 M₂B,与文献[13,25-26]一致。

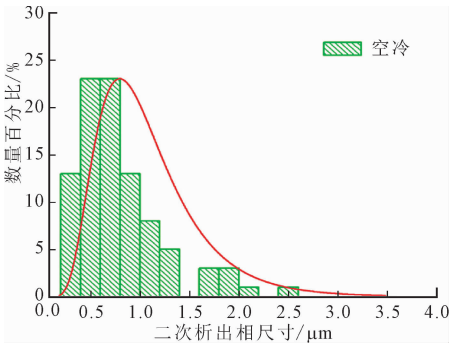
用 X 射线波谱仪进行微区成分分析,测得 A₁



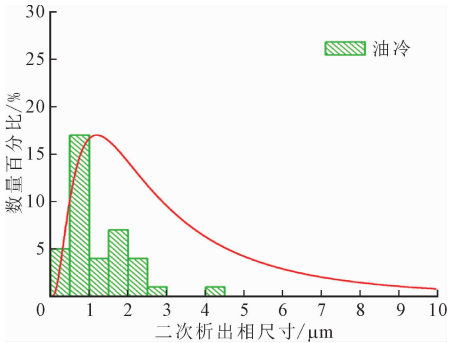
(a) A₁ 试样背散射电子形貌



(b) A₂ 试样背散射电子形貌



(c) A₁ 试样二次析出相尺寸分布



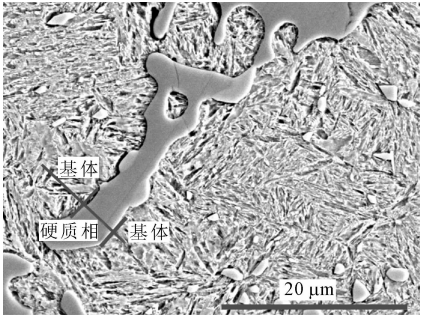
(d) A₂ 试样二次析出相尺寸分布

图 3 A₁ 和 A₂ 试样组织背散射电子形貌及其二次析出相尺寸分布

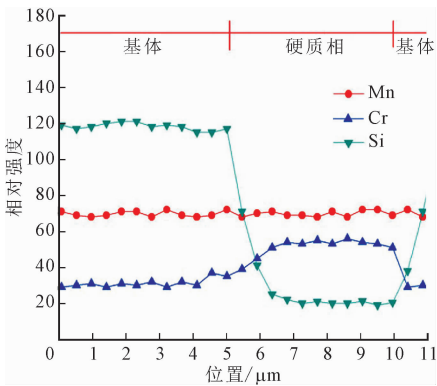
和 A₂ 试样基体、硼化物和二次硼碳化合物的成分,见表 2。A₁ 试样基体中 C、B、Cr 和 Mn 原子分数之和为 5.39%,低于 A₂ 试样(5.72%)。相比于油冷方

表 2 A₁ 和 A₂ 试样基体、硼化物和二次硼碳化合物的化学组成

物相	试样	原子分数/%						化学式
		Si	C	B	Cr	Mn	Fe	
基体	A ₁	1.20	0.30	0.01	3.33	1.75	93.41	
	A ₂	1.18	0.32	0.02	3.53	1.85	93.10	
硼化物	A ₁ , A ₂		1.89	29.03	3.62	1.98	63.48	Fe _{2.05} Cr _{0.12} Mn _{0.06} (B,C)
二次析出相	A ₁ , A ₂		1.30	19.53	8.65	1.66	68.86	Fe _{19.83} Cr _{2.49} Mn _{0.48} (B,C) ₆



(a)背散射电子形貌



(b)EPMA 线扫描结果

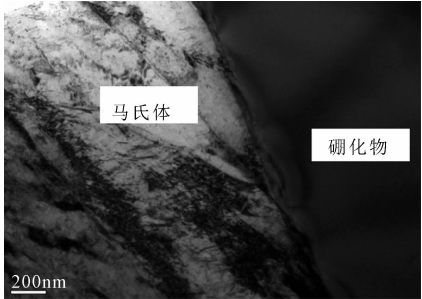
图 4 A₁ 试样合金元素分布

式,空冷方式下二次硼碳化合物 $M_{23}(B,C)_6$ 的析出量更大,而更多二次硼碳化合物的析出消耗了基体中的 C、B、Cr、Mn,因此其基体中 C、B、Cr 和 Mn 原子分数更低。A₁ 和 A₂ 试样 M_2B 型硼化物化学式为 $Fe_{2.05}Cr_{0.12}Mn_{0.06}(B,C)$,证实了硼化物为 M_2B 型,且淬火方式的差异对硼化物化学成分无明显影响。二次析出硼碳化合物化学式为 $Fe_{19.83}Cr_{2.49}Mn_{0.48}(B,C)_6$,证实了空冷、油冷条件下高硼合金二次析出相为 $M_{23}(B,C)_6$ 化合物。

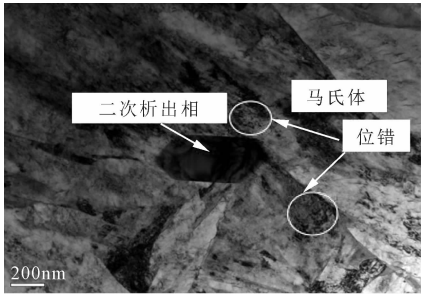
2.3 TEM 分析

热处理态高硼合金的 TEM 明场像及相应选区电子衍射斑点(SADP)如图 5 所示。可见硼化物为体心四方结构,晶格常数 $a=b=0.510\ 93\text{ nm}$, $c=0.424\ 86\text{ nm}$ ($CuAl_2$ 型结构)^[14],说明 Cr、Mn 元素

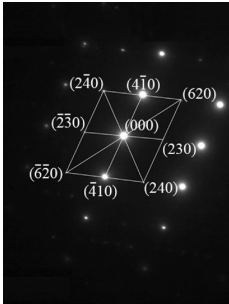
的添加导致了硼化物从体心立方结构向体心四方结构转变。此外,任相昇等的研究表明,不同形貌的硼化物其晶体结构或晶格常数有一定的差异^[27],块状硼化物为体心正交结构($a=1.458\ 3\text{ nm}$, $b=0.737\ 9\text{ nm}$, $c=0.424\ 5\text{ nm}$);簇状硼化物($a=b=0.510\ 9\text{ nm}$, $c=0.424\ 9\text{ nm}$)、鱼骨状硼化物($a=b=0.513\ 2\text{ nm}$, $c=0.853\ 2\text{ nm}$)、细小的网状硼化物($a=b=0.554\ 7\text{ nm}$, $c=0.473\ 9\text{ nm}$)均为体心四方结构,但其晶格常数互不相同。合金基体组织为板条状马氏



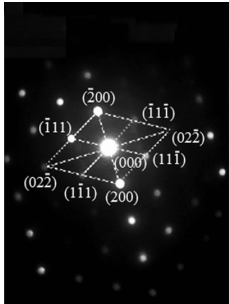
(a)马氏体和硼化物



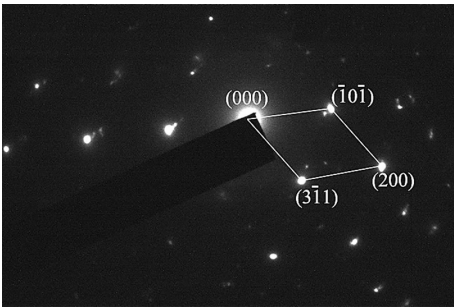
(b)二次析出相



(c)硼化物选区电子衍射花样



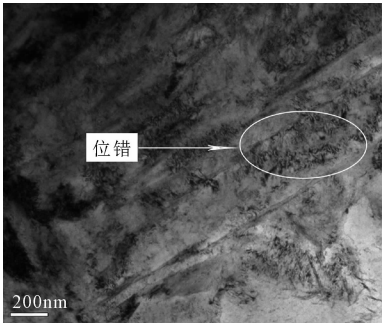
(d)马氏体选区电子衍射花样



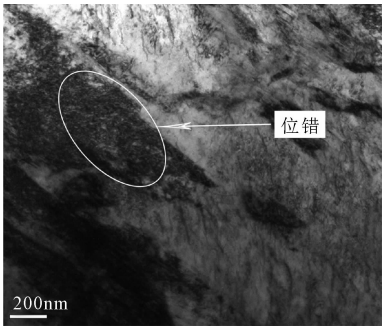
(e)二次硼碳化物选区电子衍射花样
图 5 A₁ 试样中各物相 TEM 明场像及其
选区电子衍射花样(SADP)

体,体心立方结构。马胜强等的研究表明,体心正交结构的 M_2B 与基体之间可能存在 $\langle 110 \rangle_{M_2B} // \langle 110 \rangle_\alpha$ 的取向关系,体心四方结构的 M_2B 与基体之间可能存在 $\langle 110 \rangle_{M_2B} // \langle 110 \rangle_\alpha$ 的取向关系^[25-26]。二次析出相为六边形颗粒状形貌,分布于马氏体基体中,晶体结构为面心立方($a=1.068\ 2\ \text{nm}$)。马胜强等的研究表明,二次析出相也可能为体心四方结构($a=b=1.068\ 2\ \text{nm}, c=0.314\ 3\ \text{nm}$)^[25]。此外,二次析出相出现在基体位错密度较高的位置,这可能是因为位错密度较高的区域可以给二次析出相提供更多的形核点^[25]。

为进一步研究 A₁ 和 A₂ 试样中位错密度的差异,取 A₁ 和 A₂ 试样基体 TEM 明场像如图 6 所示,



(a) A₁ 试样



(b) A₂ 试样

图 6 A₁ 和 A₂ 试样基体 TEM 明场像

可见 A₂ 试样基体位错密度明显大于 A₁ 试样,说明相比于空冷条件,油冷条件下更易于使高硼合金基体中产生位错,这可能是由于油冷条件下,基体中固溶的 C、B 等合金元素原子分数更高,晶体畸变程度更大,导致了更多的位错形成。

2.4 淬火方式对高硼合金力学性能和
残余应力的影响

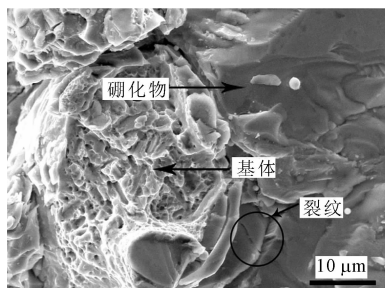
A₀、A₁ 和 A₂ 试样的硬度、冲击韧性和残余应力见表 3。可见,热处理后合金的基体硬度、宏观硬度和冲击韧性较铸态都得到了较为明显的提高。如空冷后,基体硬度、宏观硬度和冲击韧性分别从 HV375.74、HRC55.31 和 $5.46\ \text{J} \cdot \text{cm}^{-2}$ 提高至 HV624.66、HRC55.31 和 $7.03\ \text{J} \cdot \text{cm}^{-2}$ 。硬度的提高主要因为热处理后基体由较软的珠光体转变为较硬的马氏体。不同淬火方式下,试样硼化物硬度无明显差别,但 A₂ 试样的宏观硬度和基体硬度高于 A₁ 试样。如前所述,淬火方式对硼化物的形貌、体积分数、成分及显微硬度均无明显影响,也就是说 A₁ 和 A₂ 试样间硬度的差异主要是由于基体和二次硼碳化物的不同所导致。相比于空冷试样,油冷试样基体中 C、B、Cr、Mn 含量较高,晶格畸变程度更大,位错密度更高,进而导致更高的基体硬度和宏观硬度。此外,A₀、A₁ 和 A₂ 试样中的残余应力在 $-300 \sim -500\ \text{MPa}$ 之间,为残余压应力。文献[28]表明,合金淬火过程中产生的残余应力主要是由中心和外部的不均匀塑性变形所导致的。本文中铸态试样和热处理试样均取自 Y 型试块中心位置,一般试块表面收缩变形较心部严重,因此试块表面受拉应力,而心部受压应力。与 A₂ 试样相比,A₁ 试样残余应力降低了 11.87%,残余应力越低,越不易于产生应力集中,可极大程度降低合金的淬裂倾向。

表 3 A₀、A₁ 和 A₂ 试样的力学性能和残余应力

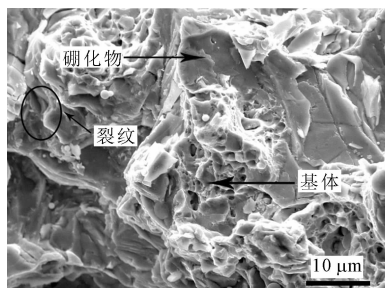
试样	HRC	HV (基体)	HV (硼化物显微)	冲击韧性 /J·cm ⁻²	残余应力 /MPa
A ₀	42.73	375.74	1 598.33	5.46	-307.66
A ₁	55.31	624.66	1 606.74	7.03	-407.35
A ₂	57.18	659.28	1 592.30	6.66	-462.21

A₀、A₁ 和 A₂ 试样冲击断口 SEM 形貌如图 7 所示,试样冲击断口形貌均可见硼化物脆性断裂产生的阶梯形貌和基体韧性断裂产生的韧窝形貌,且硼化物中可见有裂纹产生。高硼合金因连续分布的硼化物割裂了基体而韧性不足,热处理后,合金中硼

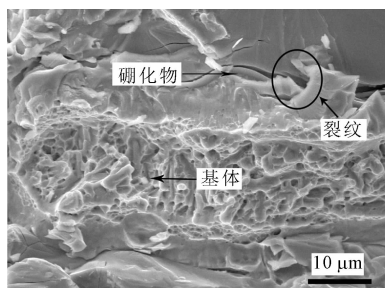
化物出现了轻微断网,如图 2a 和图 2b 所示,基体连续性有所改善,因此其冲击韧性有所提升。一般认为,基体中较高的 B 和 C 含量将不利于材料的冲击韧性,且高的位错密度也将导致韧性的降低,而油冷试样基体中 C、B、Cr、Mn 含量和位错密度均高于空冷试样,因此其冲击韧性更低。



(a) A₀ 试样



(b) A₁ 试样



(c) A₂ 试样

图 7 试样冲击断口 SEM 形貌

综上所述,相比于油冷试样,空冷试样虽宏观硬度略有下降,但残余应力显著降低,进而促使合金淬裂倾向降低,因此空冷方式会使得高硼合金具有更高的性价比和更优的应用前景。

3 结 论

对合金元素质量分数为 4% 的 Cr 和 2% 的 Mn 的铸态、空冷和油冷高硼合金的显微组织及力学性能进行了系统研究,主要得到以下结论:

(1) 铸态合金组织由 M_2B 型硼化物、 $Fe_3(B,C)$ 和基体组成。热处理后,基体由珠光体转变为马氏体,且有少许二次硼碳化合物 $M_{23}(C,B)_6$ 。从基体析

出。此外,空冷和油冷两种淬火方式下合金基体组织以及硼化物(形貌和体积分数)无明显差异;

(2) 热处理态合金中硼化物与二次硼碳化合物化学式分别为 $Fe_{2.05}Cr_{0.12}Mn_{0.06}(B,C)$ 和 $Fe_{19.83}Cr_{2.49}Mn_{0.48}(B,C)_6$;此外,Si 元素主要固溶于基体,而 Cr 和 Mn 在硼化物和基体中均有分布;

(3) 热处理后,合金宏观硬度从铸态下 HRC 42.73 提高至空冷下 HRC 55.31 和油冷下 HRC 57.18,增幅分别为 29.44% 和 33.82%;冲击韧性从铸态下 $5.46 J \cdot cm^{-2}$ 提高至空冷下 $7.03 J \cdot cm^{-2}$ 和油冷下 $6.66 J \cdot cm^{-2}$,增幅分别为 28.75% 和 21.98%;

(4) 与油冷相比,空冷下合金宏观硬度虽略有降低,但形成的残余应力较小,对于 Y 型试块中心区域,空冷下为 $-407.35 MPa$,油冷下为 $-462.21 MPa$,降低了合金的淬裂倾向,显示出更优的性价比和应用前景。

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.
- [2] 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.
FU Hanguang, SONG Xuding, LIU Haiming, et al. Effect of heat treatment on microstructures and properties of Fe-B-C alloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(6): 1125-1128.
- [3] 宋绪丁, 符寒光, 杨军. 热处理对耐磨铸造 Fe-C-B 合金组织及性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2008, 29(1): 38-41.
SONG Xuding, FU Hanguang, YANG Jun. Effect of heat treatment on microstructure and properties of wear resistant cast Fe-C-B alloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2008, 29(1): 38-41.
- [4] WANG Wendong, ZHANG Sanhong, HE Xinlai. Diffusion of boron in alloys [J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1995, 43(4): 1693-1699.
- [5] YI Dawei, XING Jiandong, MA Shengqiang, et al. Investigations on microstructures and two-body abrasive wear behavior of Fe-B cast alloy [J]. Tribology Letters, 2012, 45(3): 427-435.
- [6] ZHANG Jianjun, GAO Yimin, XING Jiandong, et al. Effects of chromium addition on microstructure and abrasion resistance of Fe-B cast alloy [J]. Tribology Letters, 2011, 44(1): 31-39.

- [7] LLEWELLYN R J, YICK S K, DOLMAN K F. Scouring erosion resistance of metallic materials used in slurry pump service [J]. *Wear*, 2004, 256(6): 592-599.
- [8] OZDEMIR O, USTA M, BINDAL C, et al. Hard iron boride (Fe_2B) on 99.97wt% pure iron [J]. *Vacuum*, 2006, 80(11/12): 1391-1395.
- [9] 李木森, 傅绍丽, 徐万东, 等. Fe_2B 相价电子结构及其本质脆性 [J]. *金属学报*, 1995, 31(5): 201-208.
LI Musen, FU Shaoli, XU Wandong, et al. Valence electron structure of Fe_2B phase and its eigen-brittleness [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 1995, 31(5): 201-208.
- [10] HUANG Zhifu, XING Jiandong, LÜ Liangliang. Effect of tungsten addition on the toughness and hardness of Fe_2B in wear-resistant Fe-B-C cast alloy [J]. *Materials Characterization*, 2013, 75: 63-68.
- [11] HUANG Zhifu, XING Jiandong, GUO Cheng. Improving fracture toughness and hardness of Fe_2B in high boron white cast iron by chromium addition [J]. *Materials & Design*, 2010, 31(6): 3084-3089.
- [12] 坚永鑫, 皇志富, 邢建东, 等. Cr 掺杂对铸造铁硼合金中 Fe_2B 断裂韧性的影响 [C]// 第十四届全国耐磨材料大会论文集. 北京: 中国金属学会, 2015: 89-96.
- [13] JIAN Yongxin, HUANG Zhifu, XING Jiandong, et al. Effects of Mn addition on the two-body abrasive wear behavior of Fe-3.0 wt% B alloy [J]. *Tribology International*, 2016, 103: 243-251.
- [14] MA Shengqiang, XING Jiandong, LIU Guofeng, et al. Effect of chromium concentration on microstructure and properties of Fe-3.5B alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 527(26): 6800-6808.
- [15] YI Yanliang, XING Jiandong, WAN Mingjia, et al. Effect of Cu on microstructure, crystallography and mechanical properties in Fe-B-C-Cu alloys [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 708: 274-284.
- [16] YI Yanliang, XING Jiandong, YU Langlang, et al. Effect of casting thickness on microstructure, mechanical properties and abrasion resistance of Fe-B cast alloy [J]. *Tribology International*, 2018, 122: 179-188.
- [17] MA Shengqiang, PAN Wenjie, XING Jiandong, et al. Microstructure and hardening behavior of Al-modified Fe-1.5 wt%B-0.4 wt%C high-speed steel during heat treatment [J]. *Materials Characterization*, 2017, 132: 1-9.
- [18] CHEN Xiang, LI Yanxiang. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high boron white cast iron [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, 528(2): 770-775.
- [19] PEARCE J T H, ELWELL D W L. Duplex nature of eutectic carbides in heat treated 30% chromium cast iron [J]. *Journal of Materials Science Letters*, 1986, 5(10): 1063-1064.
- [20] VILLARS P, CALVERT L D. Handbook of crystallographic data for intermetallic phases [M]. Metals Park, OH, USA: ASM, 1985: 51.
- [21] 杜斌, 李文卿, 许洪新, 等. 用显微径迹照相技术研究硼在 20MnVB 钢中的行为 [J]. *金属热处理*, 1990, 15(4): 17-22.
DU Bin, LI Wenqing, XU Hongxin, et al. Study on the behavior of B in 20MnVB steel by the fission track etching method [J]. *Heat Treatment of Metals*, 1990, 15(4): 17-22.
- [22] MICHAUD P, DELAGNES D, LAMESLE P, et al. The effect of the addition of alloying elements on carbide precipitation and mechanical properties in 5% chromium martensitic steels [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(14): 4877-4889.
- [23] KOSTKA A, TAK K, HELLMIG R, et al. On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels [J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(2): 539-550.
- [24] LEE S, KIM S, HWANG B, et al. Effect of carbide distribution on the fracture toughness in the transition temperature region of an SA 508 steel [J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(19): 4755-4762.
- [25] MA Shengqiang, XING Jiandong, FU Hanguang, 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.
- [26] MA Shengqiang, XING Jiandong, FU Hanguang, et al. Interfacial morphology and corrosion resistance of Fe-B cast steel containing chromium and nickel in liquid zinc [J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(9): 2826-2834.
- [27] REN Xiangyi, FU Hanguang, XING Jiandong, 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.
- [28] ZHANG Yuxun, YI Youping, HUANG Shiquan, et al. Influence of quenching cooling rate on residual stress and tensile properties of 2A14 aluminum alloy forgings [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 674: 658-665.

(编辑 武红江)