● 院校之窗 the Window of University and Research Institute ●
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2021.06.006

铝含量对高硼高速钢组织及回火析出的影响

陈翰韬[1],马胜超[2],罗 洋[1],汪 婕[1],邢建东[1],马胜强[1]
(1.西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室,陕西 西安 710049; 2.中航工业陕西航空电气有限责任公司,陕西 兴平 710065)

摘 要:铝元素是M2高速钢中重要添加元素,对高速钢的回火稳定性、高温抗氧化都有提高作用。因此,在高硼高速钢中加入不同含量的铝,研究铝对其组织和回火性能的影响。结果表明,含Al高硼高速钢组织由铁素体、珠光体和硼化物组成。适量的铝促进铁素体和珠光体的形成,而过量的铝导致粗大的初生硼化物形成。淬火回火后,少量铝的加入促使高硬度的纳米尺度M_6(C,B)和M(C,B)弥散析出,显著提升了高硼高速钢的沉淀析出效果。

关键词:高硼高速钢;硼碳化物;初生相;二次相
中图分类号:TG142; TG113 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2021)06-0465-05

Effect of Aluminum Content on Microstructure and Tempering Precipitation of High Boron High Speed Steel

CHEN Hantao[1], MA Shengchao[2], LUO Yang[1], WANG Jie[1], XING Jiandong[1], MA Shengqiang[1]
(1. Xi'an Jiaotong University, State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an 710049, China; 2. Avic Shaanxi Aero Electric Co., Ltd., Xingping 710065, China)

Abstract: Aluminum element is an important addition element in M2 high speed steel, which can improve the tempering stability and oxidation resistance at high temperature. The effect of aluminum on microstructure and tempering property of high boron high speed steel was studied by adding different contents of aluminum. The results show that the microstructure of high speed steel containing Al and boron is composed of ferrite, pearlite and boride. An appropriate amount of aluminum promotes the formation of ferrite and pearlite, while too much aluminum leads to the formation of coarse primary borides. After quenching and tempering, the addition of a small amount of aluminum promotes the dispersion precipitation of high hardness nano-scale M_6(C,B) and M(C,B), which significantly improves the precipitation effect of high boron high speed steel.

Key words: high-boron high-speed steel; boron carbide; primary phase; secondary phase

高硼高速钢不仅具有良好的淬透性与淬硬性,并且由于贵重合金元素加入量少,生产成本便宜,熔炼工艺简单[1],而且我国拥有丰富的硼元素储量,因此含硼高速钢的耐磨材料研究工作得到了我国学者的广泛关注。在高硼高速钢中,硬质相硼化物是高硬度和高耐磨性的主要来源。但由于粗大片状硼化物的存在,对基体的割裂现象比较严重,必须通过一定的热处理工艺改善其连续的网状分布[2-3],使其呈孤立分散状态,因此,通常情况下高硼高速钢的热处理工艺为淬火+高温回火[4]。淬火的目的是确保基体固溶高含量的碳及合金元素,同时降低硬质相对集体的割裂,从而在高温回火过程中,过饱和固溶体会析出第二相粒子,使基体硬韧性进一步提高[5],合金整体耐磨损性能更加优异。

铝元素可明显缩小奥氏体相区,扩大δ相区。铝是非碳化物形成元素,同时对硼碳化物的析出也有抑制作用[6]。在铸态组织中,铝会在奥氏体晶界处发生偏聚,使晶界硼碳化物的形核变得困难。另外,铝使碳原子扩散系数降低,将抑制碳化物的长大[7]。铝元素是铁素体形成元素,铝元素的加入还可以提高M2高速钢的回火稳定性、硬度和红硬性,细化晶粒[8]。本论文通过在高硼高速钢中加入铝元素,研究不同铝含量对高硼高速钢铸态及回火组织的影响,为工程应用奠定基础。

1 实验材料及方法

高速钢中的主要元素是Fe、C、B、Cr。添加少量

收稿日期:2021-04-19
基金项目:国家自然基金(51771143、52071254、xzy012020002)
作者简介:陈翰韬(1996—),黑龙江大庆人,博士生.研究方向:定向凝固高硼高速钢.
通讯作者:马胜强(1982—),陕西洋县人,副教授,博士生导师.研究方向:先进耐磨及耐蚀材料.
Email:sqma@mail.xjtu.edu.cn

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

其他合金元素如W、V、Mo、Al等。本实验设定C含量为0.4%，B含量为1.5%。熔炼铸造铁硼合金的原料有硼铁、纯铁、钒铁、钼铁、铬铁、钨铁。采用DGF-R-52-2型中频感应电炉进行熔炼。采用砂型铸造，获得Y型铸态试样。粘结剂为水玻璃，浇铸前进行充分烘干。原料的加入顺序为，先加废钢和生铁，然后是钼铁，待炉温接近出炉温度时加铝丝脱氧后再加入硼铁，尽量减少其氧化烧损。本论文所确定的熔炼温度为1 510~1 540 ℃，浇铸温度为1 410~1 440 ℃。浇铸完成后将一层珍珠岩覆盖在冒口表面，以达到保温效果。

表1 高硼高速钢成分设计 w(%)

Tab.1 Composition design of High-boron high-speed steel

sample	C	B	Mn	W	V	Cr	Mo	Ti	Si	Al
A1	0.40	1.50	0.65	1.20	0.50	4.80	0.65	0.08	0.60	0.00
A2	0.40	1.50	0.65	1.20	0.50	4.80	0.65	0.08	0.60	0.60
A3	0.40	1.50	0.65	1.20	0.50	4.80	0.65	0.08	0.60	1.20

试样切块在1 050 ℃下进行淬火，保温时间2 h，淬火方式为水淬。淬火后的试样在CR-ZQ型高温节能真空气氛炉中进行回火，回火温度为550 ℃。采用HITACHI SU3500型扫描电子显微镜对含高硼高速钢组织进行观察，采用电子探针分析不同区域Al、B、C元素分布及存在状态，采用X射线衍射仪对高硼高速钢铸态及热处理后组织进行物相分析。

2 实验结果及分析

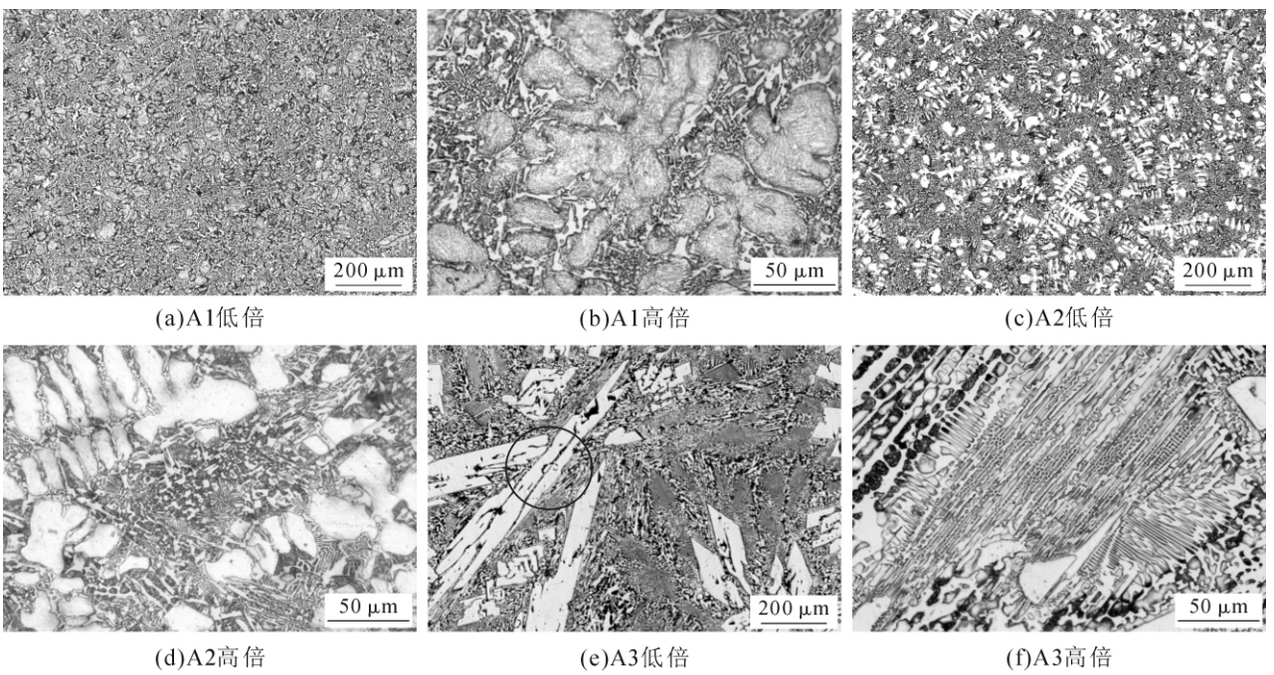
2.1 含Al高硼高速钢铸态组织

不同铝含量下的铸态高硼高速钢组织如图1。很明显，不含铝的高硼高速钢组织主要由马氏体基体和共晶硼化物组成。当合金中加入0.6%Al时，含铝高硼高速钢中出现枝晶状的铁素体、少量珠光体和马氏体的混合组织，而且枝晶间的共晶硼化物明显出现细化现象。进一步提高铝含量(如1.2%Al)发现，基体组织和共晶硼化物进一步细化，珠光体区域明显增多，同时出现了初生粗大的杆状的硼化物。

对比分析发现，铝的加入，一方面促进了珠光体和铁素体的形成，这主要是铝为非碳化物形成元素，加入后在凝固过程中富集到从液相析出的初生奥氏体枝晶表面，减缓了奥氏体的生长，细化了奥氏体枝晶。同时，在随后的枝晶间共晶转变时，铝作为强成分过冷元素，吸附在形核和生长的共晶硼化物周围，抑制其生长，从而细化了基体和共晶硼化物。另一方面，铝在奥氏体中的固溶，尽管不会影响奥氏体转变速度，但提高了合金元素及碳在奥氏体中的溶解度，从而抑制了奥氏体/马氏体转变。此外，过量铝的加入可能导致向左移，进而加速了其他合金元素的晶间偏聚并导致粗大的初生硼化物形成。

运用IPP6.0图像分析处理软件对白色网状区域染色后统计面积百分比，变化规律如图2。显然，少量铝的加入减少了共晶硼化物的数量，但当过多的铝加入时，由于共晶点左移，导致初生硼化物出现，硼化物的体积分数明显增加。

由铸态试样XRD衍射结果可知，铸态下合金的物相组成主要包括α-Fe、Fe-Cr固溶体、M_2B、$Fe_3(C,B)$、$M_6(C,B)$。随着Al含量的增加，α-Fe与



(a)A1低倍 (b)A1高倍 (c)A2低倍

(d)A2高倍 (e)A3低倍 (f)A3高倍

图1 光学显微镜下铸态试样金相组织

Fig.1 Optical microstructure of as cast specimens

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

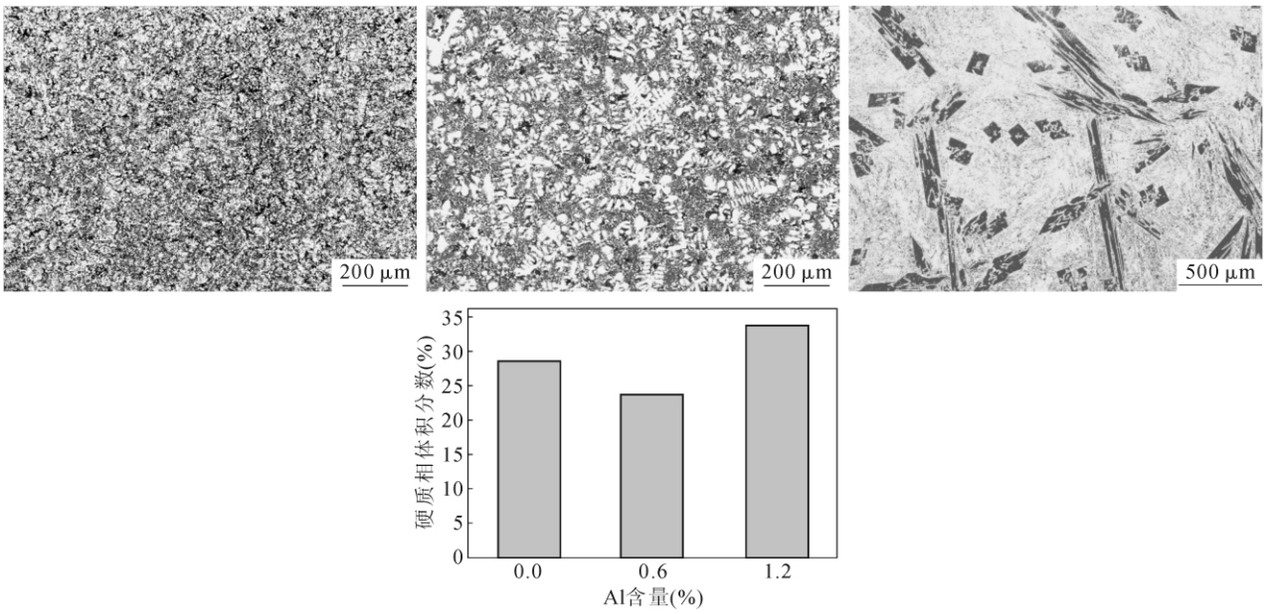


图 2 不同铝含量下高硼高速钢的硬质相体积分数

Fig.2 Volume fraction of Hard phase in high boron high speed steel with various Al contents

Fe-Cr 固溶体的衍射峰强度增加且半峰宽度略有增加，说明了 Al 元素促进了铁素体的生成并且具有细化晶粒的作用。随着铝含量增加，Fe-Cr 固溶体峰向右侧移动（如 Fe (110) 衍射峰从 44.48°移动到 44.67°），表明马氏体转变抑制，过量的铝导致铁素体形成。此外，1.2%的 M_2B 硼化物衍射峰强度和数量显著增强，表明不同位向上的初生硼化物出现（如长条状杆状和四角菱形初生相硼化物）。

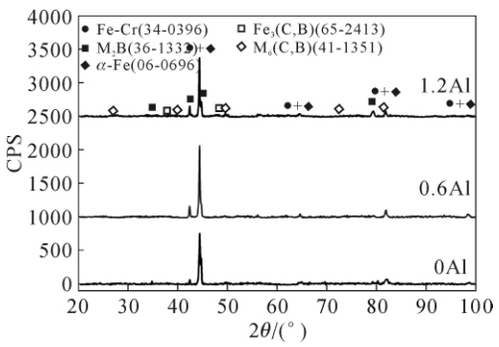


图 3 铸态高硼高速钢 XRD 衍射图

Fig.3 XRD diffraction pattern of as-cast high boron high speed steel with various Al contents

2.2 Al 对显微组织的影响

从图 4 扫描电镜照片可以更加清楚的看出，铝对基体组织结构影响十分明显，组织中马氏体区减少，珠光体显著增多，特别是珠光体中的 $Fe_3(C,B)$增多，呈层片状偏聚于硼化物附近。不含 Al 的高速钢在砂型铸造较低的冷却速度下，奥氏体中碳不能完全析出，且硼的加入提高了合金的淬透性，从而使一部分奥氏体直接向马氏体转变。而铝元素在晶界的偏聚能阻止晶粒的长大，从而使晶粒细化，因此铁素体和珠光体含量有所增加，共晶硼化物在枝晶间形成网状及鱼骨状结构（如 A1 试样）。在 A2 试样中，随着 Al 含量的上升，珠光体含量不断增加，这是由于铝的加入使得奥氏体区缩小，促使铁素体和珠光体的形成元素，。随着 Al 元素含量的继续上升，相图的共晶点向左移动，使得合金成分处于过共晶状态，故而在 A3 试样中出现了粗大的初生 Fe_2B 相（图 4e）。显然，铝的加入会导致珠光体和铁素体含量不断增加，并且铁素体含量增加更为显著。

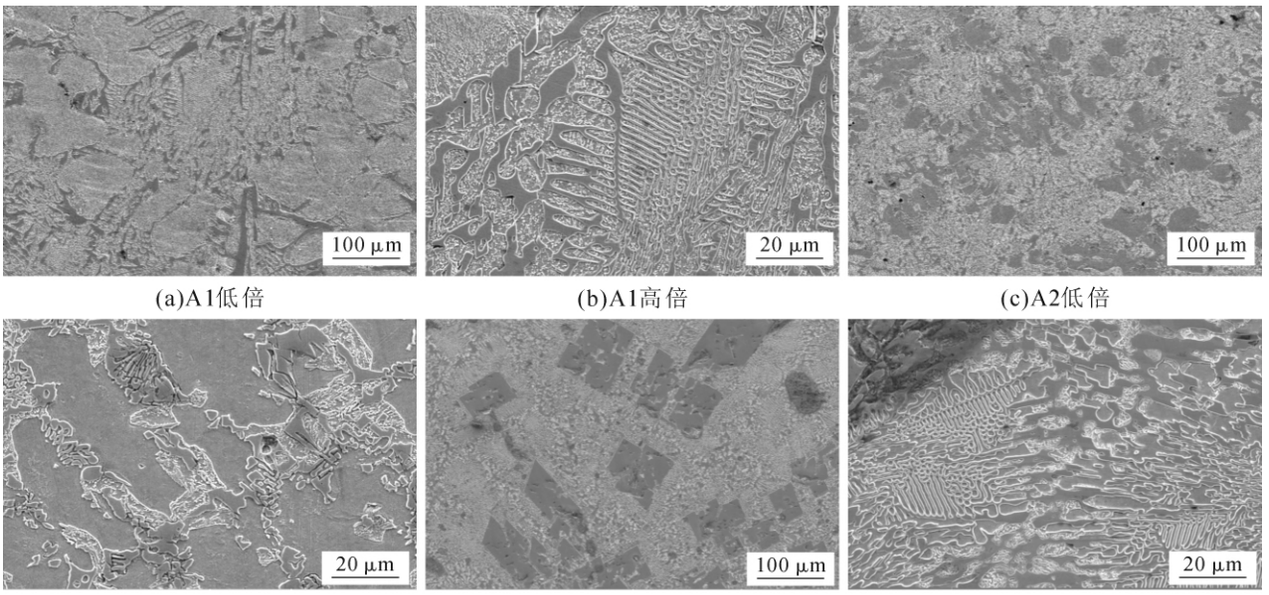
为确定 Al 在组织中的分布，对 A1 试样进行 EDS 能谱分析，结果如图 5 及表 2 所示。点 1 珠光体区域各元素成分接近合金成分，铝含量有所降低，这是 Fe 与 C 结合生成 Fe_3C，原先置换固溶的铝析出所致；点 2 同样为珠光体区域，与 1 点成分大致相同，Al 含量稍高，主要是由于此区域较小，周围区域 Al 含量较高向内扩散；3 点区域为铁素体区，该区域 Al 元素含量较高；点 4 为也铁素体区域，与点 3 相比，该区域更靠近珠光体区，Al 含量达到最高，主要是铝在相界面的偏聚所致。因此认为，Al 元素在高硼高速钢中主要与 Fe 形成置换固溶体，形成含 Al 的铁素体组织，靠近珠光体的区域由于 Fe_3C 的出

表2 A1试样各点元素分布 w(%)

Tab.2 Element distribution at each point of A1 sample measured by EDS analysis

编号	C	Fe	Cr	W	Al	Mn
1	0.37	92.47	3.65	-	0.42	0.57
2	0.42	93.13	4.90	0.12	0.56	0.62
3	0.12	92.17	5.45	-	0.74	0.52
4	0.26	93.44	5.77	-	0.78	0.59

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net



(a)A1低倍 (b)A1高倍 (c)A2低倍

(d)A2高倍 (e)A3低倍 (f)A3高倍

图 4 扫描电子显微镜(SEM)下铸态试样金相组织
Fig.4 SEM microstructure of as cast specimens

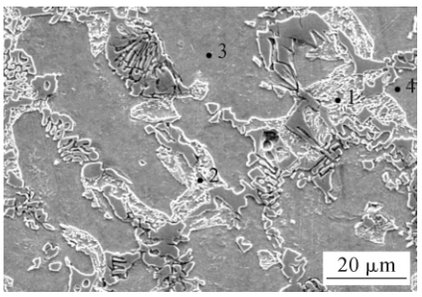


图 5 A1 试样的 EDS 分析,1, 2, 3, 4 点的分析结果见表 2
Fig.5 EDS analysis of sample A1, analysis results of point 1, 2, 3, 4 showing in table 2

现,原本固溶于 Fe 中的 Al 析出,使该区域的 Al 含量升高。

3 回火析出后的组织演化

铸态试样在 1 050 ℃下淬火后回火，回火温度为 525 ℃,保温时间 2 h,冷却方式为炉冷,得到热处理试样，具体的热处理工艺完整曲线如图 6 所示,包括淬火及回火过程。

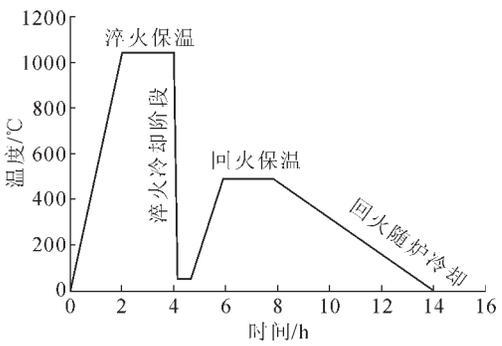


图 6 热处理工艺示意图
Fig.6 Schematic diagram of heat treatment process

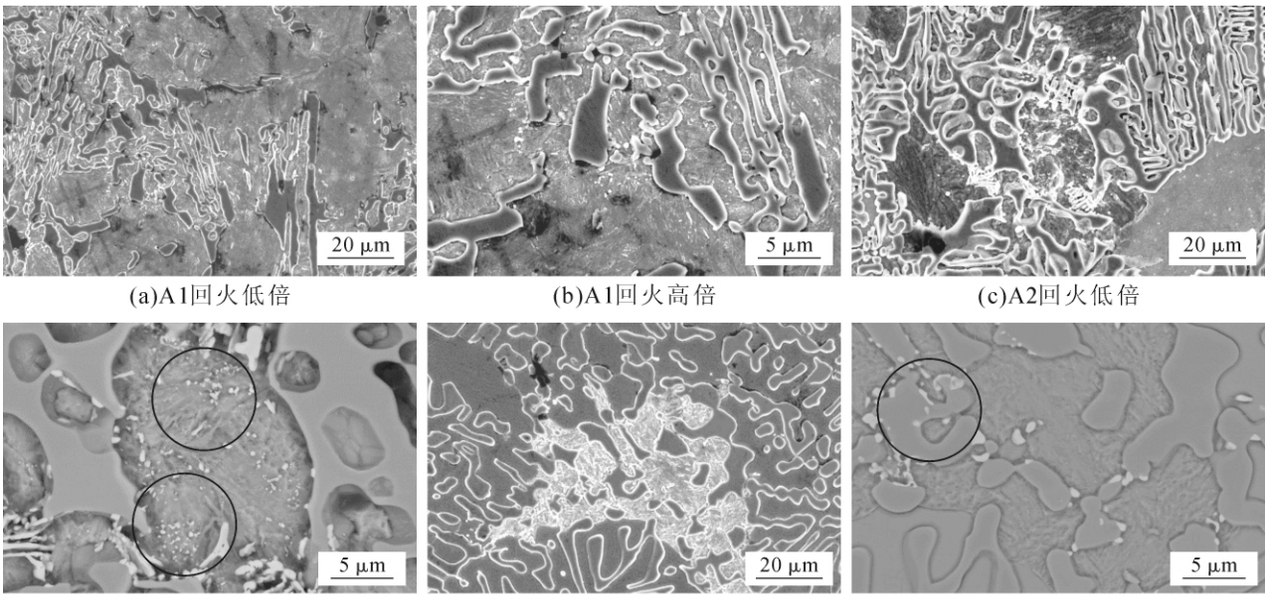
3.1 回火组织

图 7 为 A1、A2、A3 合金在淬火保温 2 h 后的回火后的扫描电镜照片。回火组织发生了明显的二次析出现象。可以看出,回火后的基体中弥散分布有一定量的点状析出物，析出相主要分布在晶内。很明显，含 Al 高硼高速钢的试样的二次析出相数量更多,粒子尺寸更为细小,这是因为,铝可以提高碳及合金元素在奥氏体中的溶解度,在淬火过程中,大量的硼碳化物发生溶解而固溶，在快速淬火过程中过饱和的固溶到基体内，形成高畸变和高位错密度的固溶体。因此,在高温回火过程中,在热力学和动力学作用下,以 $M_6(C,B)$和 M(C,B)结构的析出更多的硼碳化物二次相。

3.2 透射电镜

回火后的 A2 试样透射电子显微照片及析出区域的电子衍射花样如图 8。由透射形貌可知,在高温回火过程中，含铝高硼高速钢在铁素体晶内析出少量的 $M_{23}(C,B)_6$ 二次颗粒,尺寸大约为 200~300 nm,呈球形分布于基体(如图 8a)。除此之外,在靠近硼化物区域的基体内，出现了呈纳米级别的大量析出粒子,如图 8a 箭头所示。电子选区衍射结果表明,该纳米粒子为 $M_6(C,B)$硼碳化物。与不含铝的高硼高速钢相比,铝的加入,在回火过程中抑制了 $M_{23}(C,B)_6$ 二次颗粒的粗化,同时促进了 $M_6(C,B)$硼碳化物的析出。显然,少量铝的加入,对高硼高速钢沉淀析出及抑制二次相粗化具有积极作用。此外,从透射电镜观察还发现，铝的加入导致高硼高速钢内部产生大量

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

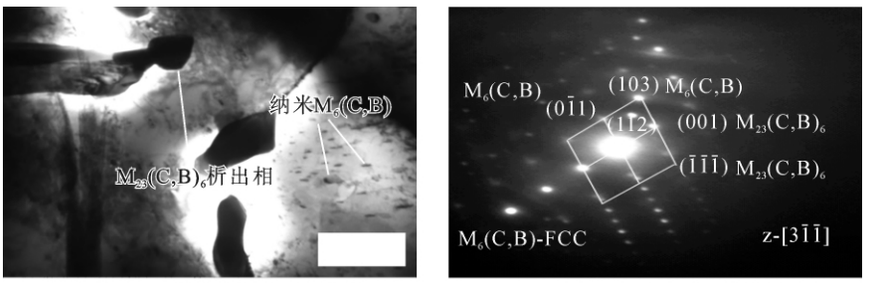


(a)A1回火低倍　(b)A1回火高倍　(c)A2回火低倍

(d)A2回火高倍　(e)A3回火低倍　(f)A3回火高倍

图 7 A1，A2，A3 合金淬火回火的扫描电镜组织

Fig.7 SEM microstructure of alloy A1, A2 and A3 after quenching and tempering



(a)回火A2试样透射电镜照片　(b)M_6(C,B)电子衍射花样

图 8 A2 试样透射电镜显示的 A2 试样微观组织及衍射图

Fig.8 TEM microstructure and XRD pattern of quenching and tempered sample A2

的位错胞，这些粒子主要在位错胞区域呈连续析出。

4 结论

(1)含 Al 高硼高速钢组织主要由铁素体、珠光体和硼化物组成。Al 的加入促进铁素体和珠光体的形成。过量的 Al 元素会使高硼高速钢共晶点左移，导致粗大初生硼化物形成。

(2)Al 元素主要分布于基体中，且在铁素体中的含量高于珠光体。铝的加入导致硼化物体积分数先增加后减小，主要与铝在基体中的固溶而改变硼化物形态有关。

(3)淬火回火后，少量铝的加入促使高硬度的纳米尺度 M_6(C,B)和 M(C,B)弥散析出，显著提升了高硼高速钢的沉淀析出效果。

参考文献：

[1] 李茂林. 我国金属耐磨材料的发展和应用 [J]. 铸造，2002(9):525-529.

[2] 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(1):38-41.

[3] 鲍姚亮. 高硼高速钢热处理工艺研究[D]. 昆明：昆明理工大学，2013.

[4] 鲍姚亮，蒋业华，岑启宏，等. 淬火工艺对中碳高硼铁合金显微组织和力学性能的影响[J]. 材料研究学报，2013，27(1):65-69.

[5] 杜忠泽，符寒光，丰振军，等. 回火处理对铸造高速钢轧辊耐磨性的影响[J]. 材料热处理学报，2011，32(2):93-99.

[6] 石淑琴，谷南驹，古原忠，等. 铝元素抑制超高碳钢中网状碳化物析出机理[J]. 材料热处理学报，2005(4):79-82，5.

[7] 杨勇维，符寒光，王开明，等. 铝对高硼高速钢相图与凝固组织的影响[J]. 材料热处理学报，2016，37(7):48-54.

[8] 周雪峰，方峰，蒋建清. Al 对高速钢 M_2C 共晶碳化物的影响[J]. 铸造技术，2009(2):33-36.

[9] 本溪钢铁公司第一炼钢厂. 硼钢 [M]. 北京：冶金工业出版社，1977:2-10

[10] 符寒光，邢建东. 高速钢轧辊制造技术[M]. 北京：冶金工业出版社，2007.

(C)1994-2022 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net