

Ti 对高硼钢显微组织和高温力学性能的影响

陈 祥, 李言祥, 王志胜, 张华伟, 刘 源

(清华大学 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘 要: 采用 SEM 和 XRD 研究了 Ti 对高硼钢显微组织的影响。采用冲击试验机、热力学模拟实验机、氧化增重法分析了 Ti 对高硼钢室温冲击及 850 °C 高温力学、抗氧化性能的影响。结果表明, 添加 Ti 后, 基体内硼化物形态圆整、呈离散状分布, 尺寸大幅减小。这种硼化物形态、分布的优化提高了高硼钢的室温冲击韧性。高硼钢中添加 Ti 后在基体内形成了 TiC 析出相, 并使基体由单一奥氏体转变为奥氏体+铁素体双相组织。添加 Ti 元素后, B 含量较低时提高 B 含量可以提高材料的高温力学性能; 但 B 含量较高时, 高温力学强度变化不大。B 含量为 0.33%(质量分数)时, 材料的高温力学性能最佳。添加 Ti 前后高硼钢的 850 °C 氧化测试结果均符合 GB/T 13303-1991 中 2 级“抗氧化性”标准, Ti 的加入有利于提高高硼钢高温抗氧化性能。

关键词: Ti; 硼化物; 高硼钢; 高温力学性能; 高温抗氧化性能

中图分类号: TG142.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)03-0803-07

热作模具钢的典型强化模式是马氏体基体上弥散分布碳化物的第二相强化^[1-4], 但马氏体基体与碳化物析出相都不具备在 800 °C 以上高温工况下的热稳定性。因此, 提出以高硬度硼化物和而非马氏体基体为目标基体开发一种耐热高硼钢^[5]。这种耐热高硼钢的设计思路是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, 利用在 800 °C 以上仍具有良好高温稳定性的硼化物来取代碳化物作为强化相^[6,7]。这种耐热高硼钢兼具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^[5]。

硼化物一般形成于晶界位置, 具有沿晶界呈网状或鱼骨状分布的特点, 常具有尖锐边角, 这一形态易破坏基体的连续性, 损害材料的力学性能^[8-10]。而第二相均匀离散、呈颗粒状分布于基体的硼化物组织则具有良好的力学性能^[11-13]。刘仲礼^[12]认为加入 Ti 形成 TiB₂ 可作为奥氏体形核核心。H. G. Fu^[14]等人的研究表明, 高硼钢中加入 Ti 可减少硼化物在晶界处沉淀及其沿奥氏体晶界连续分布趋势。Y. Liu^[15]等人认为在 Fe-B 合金中添加高于 2 倍 B 含量的 Ti 将使得硼化物类型由 Fe₂B 变为 TiB₂。其它研究也表明^[16-18], 添加 2 倍于 B 含量的 Ti 有利于硼化物形态的优化。本研究考察了不同 B、Ti 添加量对材料组织的影响, 分析了 Ti

含量对高硼钢显微组织、高温力学性能、高温抗氧化性能的影响。

1 实 验

以文献[7]中研究的 3Cr10Mn7Ni6SiCuB0.7 钢为基础, 保持 C、Cr、Mn、Ni、Si、Cu 的含量基本不变, 制备了 3 种不同 B 含量的含 Ti 实验钢, 其中 Ti 的加入量为对应实验钢 B 加入量的 2 倍, 作为对比, 浇注了 2 种不含 Ti 的实验钢。

采用 ZG-001 真空感应炉熔炼实验钢。熔炼时使用氧化铝坩埚, 惰性气体气氛, 金属铸型浇注, 自然冷却到室温。原料采用硼铁、碳颗粒、微碳铬铁、电解锰、镍板、铜棒、单晶硅、钛铁及纯铁。铸锭取出后在箱式电阻炉中进行 930 °C/3 h 的扩散退火。使用线切割切除冒口后, 在 950~1150 °C 下进行锻造(六面锻打, 锻造比为 3), 锻件尺寸为 270 mm×78 mm×29 mm, 锻后直接取样制备各项性能测试所需试样。

C 含量采用纳克 CS-2800 碳硫分析仪测得, Si、P、S 含量由化学分析的方法测得。B、Ti、Cr、Mn、Ni、Cu 等元素含量采用 Vista-MPX 电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP-AES)测得。具体结果见表 1。

采用 Zeiss Axio Scope A1 光学金相显微镜(OM)和 JSM-6460 扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织。试样采用线切割机从锻件上截取, 经粗磨、抛光后,

收稿日期: 2017-03-15

基金项目: 国家自然科学基金(50974080)

作者简介: 陈 祥, 男, 1970 年生, 博士, 副教授, 清华大学材料学院, 北京 100084, 电话: 010-62786355, E-mail: xchen@tsinghua.edu.cn

表 1 实验钢化学成分

Table 1 Chemical composition of the tested steels ($\omega/\%$)

Sample	C	B	Ti	Cr	Mn	Ni	Si	Cu	P	S
C3B4	0.30	0.34	-	9.36	6.67	5.28	0.98	0.49	0.010	0.012
C3B6	0.29	0.56	-	8.86	6.71	6.06	1.17	0.49	0.012	0.010
C3B2Ti	0.29	0.14	0.34	9.58	6.78	5.27	0.92	0.50	0.009	0.013
C3B4Ti	0.28	0.33	0.70	9.26	6.91	5.16	0.95	0.49	0.009	0.014
C3B6Ti	0.28	0.54	1.13	9.55	6.81	5.09	0.91	0.48	0.009	0.012

用 4%硝酸乙醇溶液进行浸蚀。采用 D/max-III A X 射线衍射 (XRD) 仪对实验钢进行物相分析, Cu $K\alpha 1$ 辐射, 管电压 40 kV, 管电流 100 mA, $20^\circ \sim 90^\circ$ 耦合连续扫描方式, 扫描速度为 $4^\circ/\text{min}$, 步进 0.02° 。

采用 ZBC2302-2 型冲击试验机测试实验钢的室温冲击性能, 实验环境温度为 18°C , 试样为标准 Charpy 试样, 尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 50\text{ mm}$, U 型缺口, 按照 GB/T 229-2007《金属材料夏比摆锤冲击试验方法》进行测试。

使用 Gleeble-1500D 热-力模拟试验机测试实验钢的高温拉伸、压缩性能。拉伸性能试样尺寸为 $\Phi 6\text{ mm}$, 长 120 mm , 压缩性能试样尺寸为 $\Phi 8\text{ mm}$, 长 12 mm 。实验温度为 850°C , 试样加热升温达到 850°C , 保温 1 min 后进行加载测试, 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》测得实验钢在 850°C 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》测得实验钢在 850°C 时的抗压强度 (R_{mc})、压缩屈服强度 ($R_{pc0.2}$), 并计算屈强比 $R_{pc0.2}/R_{mc}$ 。

抗高温氧化性能试样为圆柱体。测试中圆柱体试样沿轴向水平放置可使试样与坩埚的接触面积最小, 有利于试样表面完全暴露在实验环境中, 能够把试样形状、摆放位置等因素对测试结果的干扰降至最低。抗氧化试样尺寸为 $\Phi 12\text{ mm}$, 长 15 mm , 表面粗糙度为 $0.8\text{ }\mu\text{m}$, 实验温度 850°C 。选用氧化增重法, 按照 GB/T 13303-1991《钢的抗氧化性能测试方法》进行测试, 分别于保温 9、20 h 后用精度为 0.0001 g 的电子天平称量试样与坩埚的增重, 并计算对应氧化时长的材料氧化增重速度 K^+ (单位面积单位时间内质量的变化, $\text{g}/\text{m}^2 \cdot \text{h}$)。依据测试得到的氧化速度, 依据 GB/T 13303-1991 的附表 A1 对材料抗氧化性能进行分类定级。

2 结果与分析

2.1 显微组织分析

图 1 分别为奥氏体钢 C3B4 和 C3B6 的扩散退火和锻造后的 SEM 形貌及 C3B4 的 XRD 图谱。从图 1

可以看出, 钢的显微组织中存在大量的硼化物。扩散退火后组织基体致密, 硼化物呈连续网状分布在晶界上 (图 1a、1c); 而经过锻造, 基体内大部分硼化物颗粒聚集特征显著弱化。但同时可以看出, 虽然锻造打碎了呈连续网状分布的硼化物, 但 C3B6 钢的硼化物边缘仍然较为尖锐, 钝化效果较弱 (图 1d), 而 C3B4 钢的硼化物边缘较为圆整, 具备明显的粒状分散特征 (图 1b)。图 1e 结果表明, 基体组织为单一奥氏体, 主要强化相是 M_2B 型 (M 为 Fe、Cr、Mn) 硼化物。

图 2 为添加 Ti 的含 B 0.14% 高硼钢 C3B2Ti 的 SEM 照片及 EDS 能谱。从图中可以看出, C3B2Ti 钢基体内析出相颗粒数量不多, 析出相的尺寸也比较小, 绝大部分析出相颗粒尺寸低于 $10\text{ }\mu\text{m}$ (图 2a)。析出相颗粒的边界比较圆整, 呈粒状离散分布, 没有明显的聚集趋势。C3B2Ti 钢基体内析出相颗粒按尺寸大小可分为 2 种 (图 2b), 点 1 所示的颗粒尺寸普遍在 $3 \sim 10\text{ }\mu\text{m}$, 点 2 所示的颗粒析出相大小一般不超过 $1\text{ }\mu\text{m}$; 图 2c、2d 分别对应图 2b 中点 1、2 处析出相颗粒的 EDS 能谱。由 EDS 谱对应峰值元素分析可以确认图 2b 中点 1 处析出相颗粒为硼化物, 而图 2b 中点 2 处析出相颗粒为 TiC。因此, 添加 Ti 后, C3B2Ti 钢基体内的析出相为 2 种不同析出物, 颗粒尺寸较大的为硼化物, 尺寸较小, 一般不超过 $1\text{ }\mu\text{m}$ 的是 TiC 颗粒。

图 3 为添加 Ti 的含 B 0.33% 高硼钢 C3B4Ti 的 SEM 组织。可见, 随着 B 含量的增加, C3B4Ti 钢基体内析出相颗粒的数量相比 C3B2Ti 钢增多, 颗粒尺寸也有所减小 (图 3a), 析出相颗粒的分布仍具有良好的离散效果, 没有明显的硼化物聚集趋势 (图 3b)。硼化物及 TiC 颗粒数量增多是 B 及 Ti 含量提高的结果。

图 4 为添加 Ti 的含 B 0.54% 高硼钢 C3B6Ti 的 SEM 照片及 EDS 能谱。C3B6Ti 基体内硼化物数量比 C3B4Ti、C3B2Ti 钢有明显的增加 (图 4a), 硼化物尺寸与 B 含量较低的钢相比较有大幅度的减小, 约为 $2\text{ }\mu\text{m}$ (图 4b), 图 4b 中点 1 处析出相颗粒尺寸约 $2\text{ }\mu\text{m}$, 与此对比的是点 2 处的析出相颗粒尺寸达 $3\text{ }\mu\text{m}$ 。对这 2 处的析出相颗粒做进一步的 EDS 分析, 结果见图 4c

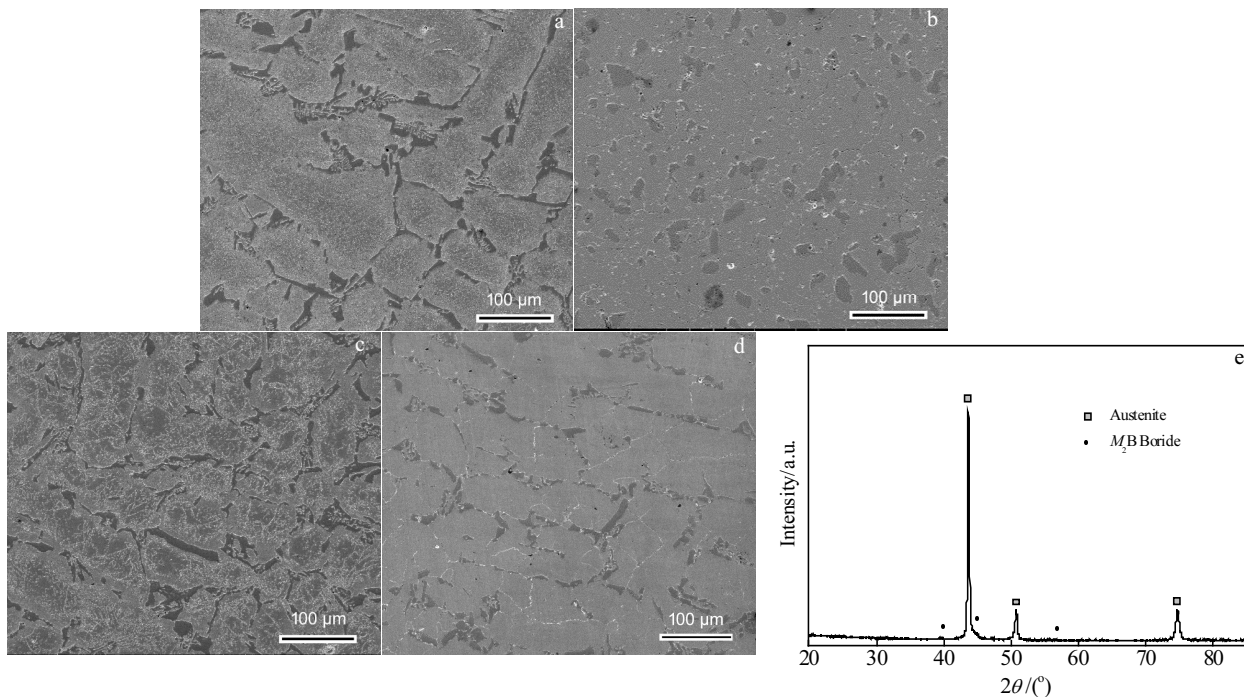


图 1 高硼钢显微组织 SEM 照片及 XRD 图谱

Fig.1 SEM images (a~d) and XRD pattern (e) of tested steels: (a) annealed microstructure of C3B4, (b) forged microstructure of C3B4, (c) annealed microstructure of C3B6, (d) forged microstructure of C3B6, and (e) XRD pattern of forging C3B4

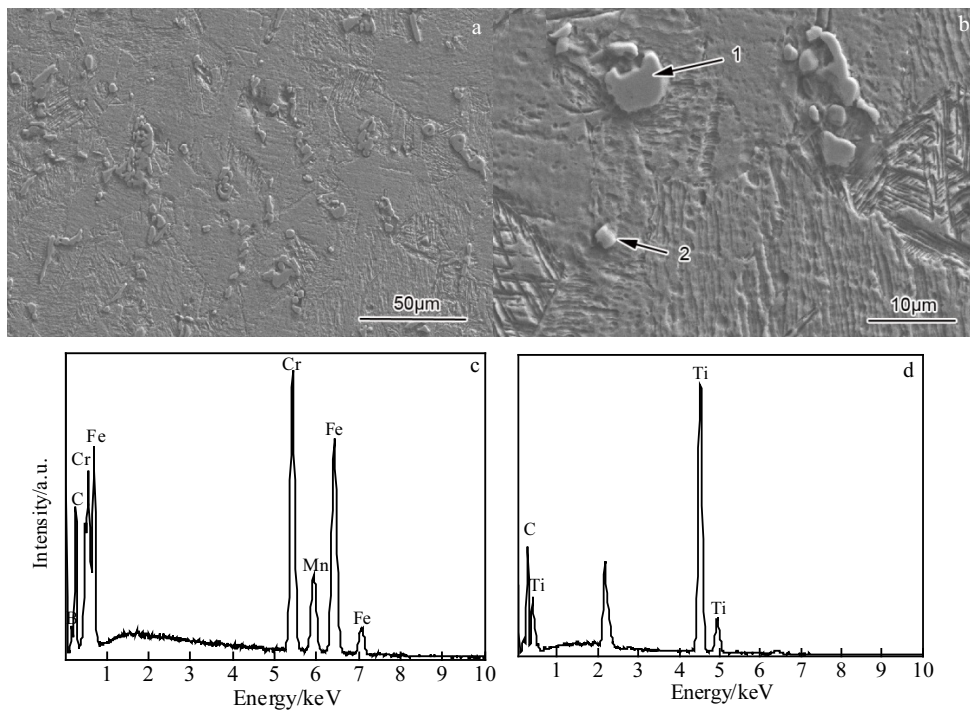


图 2 C3B2Ti 钢显微组织 SEM 照片及 EDS 能谱

Fig.2 SEM images (a, b) and EDS spectra (c, d) of tested steel C3B2Ti: (c) EDS spectrum of point 1 in Fig.2b and (d) EDS spectrum of point 2 in Fig.2b

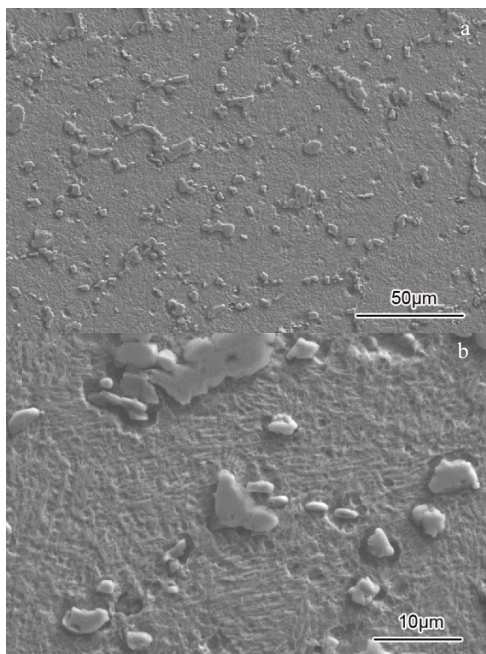


图 3 C3B4Ti 钢显微组织 SEM 照片

Fig.3 SEM images of tested steel C3B4Ti: (a) low magnification and (b) high magnification

和 4d。由 EDS 谱分析结果可以确认图 4b 中点 1 处析出相颗粒为硼化物，而图 4b 中点 2 处析出相颗粒为 TiC。与不含 Ti 的 C3B6 钢相比较，晶粒尺寸也有大幅度的减小。

Ti 的加入一方面有利于硼化物外形圆整化、分布粒状离散化；另一方面也使硼化物颗粒尺寸显著降低。根据 D. Turnbull 和 B. Vonnegut 提出的异质形核理论^[19]，形核剂必须拥有比液相更高的熔点，同时形核剂与液相的晶格错配度必须足够低。一般认为，晶格错配度在低于 12%时可以视为有效形核基底。TiC 与 δ -Fe 的错配度为 5.32%，而与 γ -Fe 的错配度大于 12%^[20,21]。因此，TiC 在熔体温度高于 1394 °C 时对铁液有很强的晶粒细化作用。由于硼化物是沿晶界析出的共晶产物，因而锻造工艺对晶粒尺寸的减小不能起到作用，而只是将连成一体的硼化物打碎，有利于硼化物的进一步圆整化。

此外根据 D. Turnbull^[19]和 B. L. Bramfitt^[22] 的研究，TiC 与 Fe_2B 的晶格错配度为 8.23%。因此，TiC 也可以起到细化共晶硼化物的作用，硼化物在锻造和高温的双重作用下进一步得到了细化，导致其边缘圆整化程度大大提高，有利于合金力学性能的进一步提高。

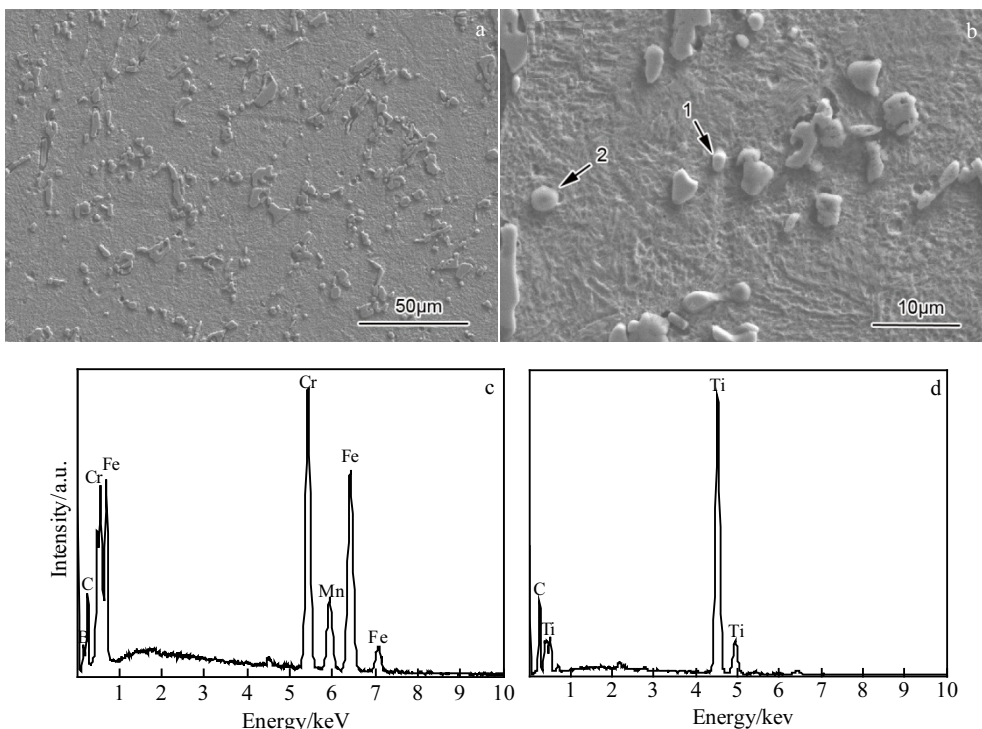


图 4 C3B6Ti 钢显微组织 SEM 照片及 EDS 能谱

Fig.4 SEM images (a, b) and EDS (c, d) spectra of tested steel C3B6Ti: (c) EDS spectrum of point 1 in Fig.4b and (d) EDS spectrum of point 2 in Fig.4b

图 5 为添加 Ti 的高硼钢的 XRD 图谱。如图所示, 3 种实验钢的衍射谱都具有奥氏体峰, C3B2Ti 由于含 B、Ti 较少, 衍射谱仅可见奥氏体峰, 其余 2 种实验钢衍射谱均可见铁素体峰, 其中 C3B4Ti、C3B6Ti 的铁素体峰强度超过奥氏体, 基体组织为铁素体+奥氏体。这是由于 Ti 是强铁素体形成元素^[12], 添加 Ti 后实验钢中会出现铁素体组织, 要想获得完全的奥氏体基体, 则应该增加合金中的 C 含量^[23]。C3B2Ti 衍射谱对应的硼化物、TiC 峰非常微弱, 主要是由于析出相形成元素 B、Ti 含量较少, 析出相含量不高所致; C3B4Ti、C3B6Ti 由于 B、Ti 含量较高, 因此实验钢衍射谱的硼化物、TiC 峰具有一定的强度。

结合添加 Ti 的高硼钢显微组织与 XRD 图谱分析可以发现, Ti 的加入一方面使硼化物颗粒的形态、尺寸、分布得到了优化; 另一方面也带来了新的析出相 TiC, 并改变了基体单一奥氏体的特征。

2.2 性能测试与分析

表 2 为高硼钢添加 Ti 前后冲击韧度 (U 型缺口) 测试结果。由表 2 可见, 高硼钢的冲击韧度随着 B 含量的提高而降低, 但相同 C、B 含量的实验钢在添加 Ti 后冲击韧度值有明显的提高。硼化物在晶界的分布对材料基体的连续性存在破坏作用, 因此当 B 含量提高、硼化物数量增加时, 材料冲击韧性随之下落; 根据前文可知, 当材料 C、B 含量保持稳定时, 向材料中添加 Ti 改善了硼化物的形态、尺寸与分布; 而材料添加 Ti 后冲击韧性的提高意味着基体连续性得到改善, 即硼化物组织形态得到了优化、硼化物对基体连续性的破坏程度减轻。

高硼钢在添加 Ti 前后的 850 °C 高温力学性能结果如表 3 所示。由表 3 可知, 添加 Ti 元素后, B 含量较低时提高 B 含量可以增加材料的高温力学性能; 当

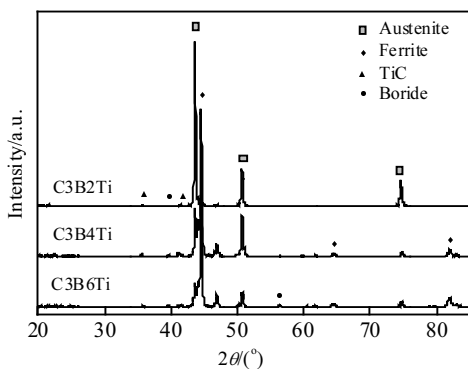


图 5 添加钛的高硼奥氏体耐热钢 XRD 图谱

Fig.5 XRD patterns of tested steels after adding Ti

表 2 实验钢的室温冲击性能

Table 2 Impact toughness of tested steels at room temperature

Sample	C3B2Ti	C3B4	C3B4Ti	C3B6	C3B6Ti
Impact toughness/J	48.5	19.4	26.0	10.1	16.1

实验钢 B 量高于 0.33% 时, 材料的高温力学性能并不能进一步提高。与不添加 Ti 的 C3B4 相比较, C3B4Ti 钢的高温强度有所提高, 但 C3B6Ti 钢相比 C3B6 钢的高温强度变化不大, 同时高温屈服强度和屈强比均有所下降。B 含量较高时加 Ti 后虽然硼化物形态改变了, 但由于形成了大量的 TiC, 消耗了基体中的碳, 使得奥氏体基体中碳含量降低, 从而使得钢的强度不变或略有降低。

图 6 为高硼钢在 850 °C 保温 20 h 后试样的高温抗氧化性能测试结果。所有试样抗氧化性能均符合国标 2 级“抗氧化性”标准, 其中 C3B4Ti 钢的高温抗氧化性能最佳, 相比较未添加 Ti 的 C3B4 钢, 高温抗氧化性能提高了 1 倍。与未添加 Ti 的 C3B6 钢相比较, C3B6Ti 钢的高温抗氧化性能也有小幅提高, Ti 对抑制实验钢氧化的深入有促进作用。

图 7 为高硼钢 C3B4 与 C3B4Ti 经 850 °C 保温 20 h 时高温氧化测试后试样表面的 SEM 照片。图 7a 为 C3B4 钢氧化后试样表面形貌, 图中氧化膜表面致密但晶粒较大; 图 7b 为 C3B4Ti 钢氧化后试样表面形貌, 图中氧化膜表面致密且晶粒尺寸较小。与图 7a 对比可知, 添加 Ti 后试样表面氧化膜致密程度、晶粒尺寸都有所改善, 有利于阻止氧化行为为进一步深入。

图 8 为 C3B4、C3B4Ti 钢在 850 °C 抗高温氧化测试 20 h 后的 XRD 图谱。由 XRD 图谱可见, 2 种实验钢的氧化产物主要包含 Mn₃Fe₂O₄、Mn₂O₃ 以及 CrBO₃,

表 3 实验钢在 850 °C 的高温力学性能

Table 3 Mechanical properties of tested steels at high temperature of 850 °C

Sample	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	$R_{p0.2}/R_m$	R_{mc} /MPa	$R_{pc0.2}$ /MPa	$R_{pc0.2}/R_{mc}$
C3B2Ti	193.9	176.6	0.91	275.0	169.2	0.62
C3B4	211.1	201.8	0.96	283.7	206.1	0.73
C3B4Ti	223.8	209.3	0.94	303.8	195.5	0.64
C3B6	225.6	214.2	0.95	296.3	214.5	0.72
C3B6Ti	225.5	206.3	0.91	303.4	193.5	0.64

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

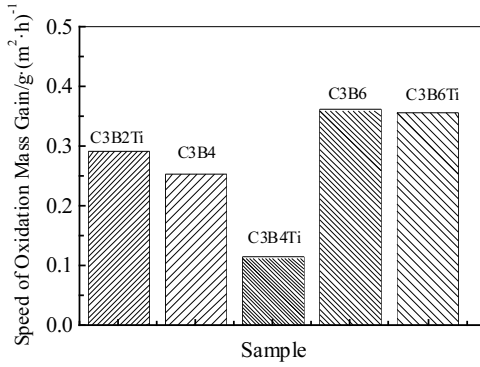


图 6 实验钢 850 °C 保温 20 h 氧化测试结果

Fig.6 Oxidation rate of tested steels after holding at 850 °C for 20 h

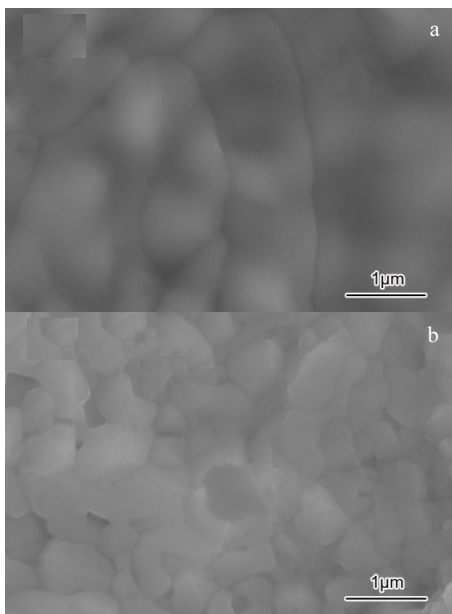


图 7 高硼钢在 850 °C 保温 20 h 后试样表面的 SEM 照片

Fig.7 SEM images of oxide film of tested steels after holding at 850 °C for 20 h: (a) C3B4 and (b) C3B4Ti

CrBO₃ 等致密氧化物薄膜, 有利于阻止氧化反应的深入进行^[24]; 添加 Ti 的 C3B4Ti 钢表面氧化产物与 C3B4 钢主要区别是含有 TiO₂ 相, TiO₂ 稳定性好, 不破坏氧化膜的致密性与稳定性。考虑前文所述 Ti 对硼化物颗粒的形态圆整化、尺寸细化作用, 结合图 7b 的氧化物薄膜的致密、细化, 可以推断, 由于硼化物形态更为圆整, 与基体结合更好, 且硼化物颗粒更细、分布更离散, 促进了 CrBO₃ 等致密氧化物薄膜的晶粒细化, 提高了薄膜致密性以及抗破碎剥落能力, 从而使 C3B4Ti 钢在添加 Ti 后的抗氧化性能比 C3B4 钢有进一步改善。

通过考察添加 Ti 的高硼钢抗高温氧化性能发现,

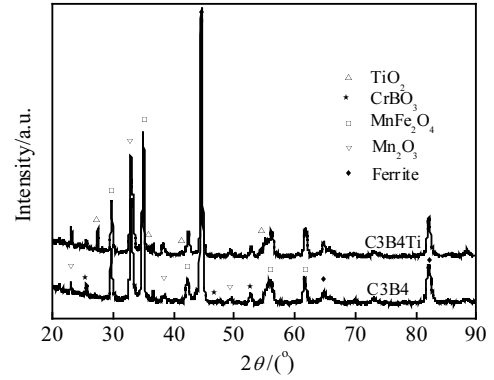


图 8 实验钢 C3B4 与 C3B4Ti 在 850 °C 氧化 20 h 后的 XRD 图谱

Fig.8 XRD patterns of tested steels after oxidation at 850 °C for 2 h

Ti 的加入使氧化产物中增加了稳定性较好的 TiO₂ 相, 除此之外氧化产物的组成保持稳定, 因此添加 Ti 对高硼钢在抗氧化性能方面具有积极作用。

3 结 论

1) 向高硼钢中添加 Ti, 可使基体内的硼化物形态圆整化、分布呈粒状离散化, 并且可显著降低硼化物尺寸。高硼钢的室温冲击韧性因此获得明显改善。

2) 高硼钢中添加的 Ti 在基体内形成了 TiC 析出相, 并使实验钢基体由单一奥氏体转变为奥氏体+铁素体双相组织。添加 Ti 元素后, B 含量较低时提高 B 含量可以提高材料的高温力学性能; 当实验钢 B 含量高于 0.33% 时, 材料的高温力学性能变化不大, 同时高温屈服强度和屈强比均有所下降。

3) Ti 对提高高硼钢的抗高温氧化性能有积极作用。主要原因在于: 一方面, Ti 在实验钢中的氧化产物 TiO₂ 稳定性好, 不会破坏实验钢原有抗氧化性能; 另一方面, 由于 Ti 对硼化物颗粒的细化与圆整化, 促使 CrBO₃ 氧化膜晶粒更细小致密, 从而提高了材料抗高温氧化性能。

参考文献 References

[1] Persson A, Hogmark S, Bergstr M J. *J Mater Process Tech*[J], 2004, 148(1): 108
 [2] Dobrzanski L A, Mazurkiewicz J, Hajduczek E. *J Mater Process Tech*[J], 2004, 157(S1): 472
 [3] Persson A, Hogmark S, Bergström J. *Inter J Fatigue*[J], 2004, 26(10): 1095
 [4] Persson A, Hogmark S, Bergström J. *J Mater Process Tech*[J],

- 2004,152(2): 228
- [5] Wang Zhisheng(王志胜), Chen Xiang(陈 祥), Li Yanxiang(李言祥) *et al. Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2015, 51(5): 519
- [6] Liu Zhongli(刘仲礼), Li Yanxiang(李言祥), Chen Xiang(陈祥) *et al. Acta Metall Sin(金属学报)*[J], 2007, 43(5): 477
- [7] Chen X, Zheng S, Yuan J Y. *Procedia Eng*[J], 2012, 27: 1780
- [8] Guo C Q, Kelly P M. *J Mater Sci*[J], 2004, 39(3): 1109
- [9] Chen X, Li Y X. *China Foundry*[J], 2013, 10(3): 155
- [10] Li Y X, Liu Z L, Chen X. *Inter J Cast Met Res*[J], 2008, 21(1-4): 67
- [11] Ma S Q, Xing J D, Fu H G *et al. Acta Mater*[J], 2012, 60(3): 831
- [12] Liu Zhongli(刘仲礼). *Research on High Boron White Cast Iron (高硼白口铸铁的研究)*[D]. Beijing: Tsinghua University, 2007
- [13] Chen X, Li Y X. *Mater Sci Eng A*[J], 2010, 528(2): 770
- [14] Fu H G, Xiao Q, Kuang J C *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2007, A466(1-2):160
- [15] Liu Y, Li B H, Li J *et al. Mater Lett*[J], 2010, 64: 1299
- [16] Grebennikov R V, Chirkin A V, Vukolova V N *et al. Sov at Energy*[J], 1967, 22(5): 481
- [17] Yuan L L, Han J T, Liu J *et al. Inter J Minerals Metall Mater*[J], 2015, 22(5): 492
- [18] Hu Xiao(胡 潇). *Study on the Toughening of Austempered Boron Alloyed High Silicon Cast Alloy(等温淬火含硼高硅合金的韧化研究)*[D]. Beijing: Tsinghua University, 2013
- [19] Turnbull D, Vonnegut B. *Ind Eng Chem*[J], 1952, 44: 1292
- [20] Pan Ning(潘 宁), Song Bo(宋 波), Zhai Qijie(翟启杰) *et al. J Univ Sci Tech Beijing (北京科技大学学报)*[J], 2010, 32(2): 179
- [21] Chen X, Li Y X. *Mater Sci Eng A*[J], 2007, 444(1-2): 298
- [22] Bramfitt B L. *Metall Trans*[J], 1970, 1(10): 2958
- [23] Wang Zhisheng(王志胜). *Study on Microstructure and Properties of a New Type of High Boron Austenitic Heat Resistant Steel (新型高硼奥氏体耐热钢组织与性能研究)*[D]. Beijing: Tsinghua University, 2015
- [24] Rowley P N, Brydson R, Little J *et al. Oxid Met*[J], 1991, 35(5-6): 375

Effects of Ti on Microstructure and High Temperature Mechanical Properties of High-boron Steel

Chen Xiang, Li Yanxiang, Wang Zhisheng, Zhang Huawei, Liu Yuan

(Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education of China, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: The effects of Ti content on the microstructure of high-boron steel were investigated by SEM and XRD. The influences of Ti on impact property at room temperature, high-temperature mechanical properties and oxidation resistance at 850 °C of the steel were analyzed by impact tester, dynamic thermal-mechanical simulation testing machine and oxidation weight increase method. The results show that the boride granules which distribute in a discrete manner within the matrix exhibit a round and smooth morphology and the boride size is reduced greatly after adding Ti. The optimization of boride morphology and distribution can increase the room temperature impact toughness of the steel. TiC particles precipitate and the dual-phase with austenite and ferrite formed after adding Ti. At a low level of boron content, the high temperature mechanical properties improve with increasing of boron content, while at a higher level of boron content, they change slightly. Optimum high temperature mechanical properties are obtained when boron content is 0.33 wt%. The results of the oxidation at 850 °C of the steels before and after adding Ti are all in accordance with the level 2 “oxidation resistance standard” according to Chinese standard GB/T 13303-1991. The addition of Ti is conducive to the improvement of the high temperature oxidation resistance properties of high-boron steel.

Key words: Ti; boride; high-boron steel; high temperature mechanical property; oxidation resistance property

Corresponding author: Chen Xiang, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62786355, E-mail: xchen@mail.tsinghua.edu.cn