

# 超超临界机组转子 COST-FB2 钢 630 °C 长期时效稳定性研究

姚汉新, 江河, 姚志浩, 董建新

(北京科技大学, 北京 100083)

**摘要:** 以 COST-FB2 转子钢为研究对象, 利用冲击试验、高温拉伸试验、硬度测试、扫描电镜、透射电镜及 X 射线衍射仪等测试方法研究了 630 °C 长期时效中 COST-FB2 转子钢组织和性能的变化。结果表明: 随着时效时间延长, 冲击功、硬度和高温强度都呈下降趋势, 冲击韧性在 2000 h 后下降较为明显, 后逐渐趋于稳定。硬度 (HBW) 总体处在较高水平 (2479.4 MPa), 高温塑性未见明显变化。 $M_{23}C_6$  碳化物尺寸及含量有所增长, 但未见明显粗化; Laves 相尺寸增长更明显并在晶界处聚集, 但未形成链状。Laves 相的析出长大与聚集是导致冲击韧性下降的主要原因。研究结果认为 630 °C 时效至 5000 h COST-FB2 钢能够保持较高的高温稳定性。

**关键词:** 超超临界机组; 转子钢 COST-FB2; 长期时效;  $M_{23}C_6$  碳化物

**中图分类号:** TG142.24; TG156.92

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2023)04-1536-07

超超临界火电技术因其高效与低排放的特点, 已成为中国解决火力发电高排放、低燃煤利用率的重要技术途径<sup>[1-2]</sup>。中国已建成数台 620 °C 级超超临界火电站, 但随着中国能源需求的增大, 需要进一步提高火电机组参数以提高发电的热效率。据统计, 蒸汽温度增加每提高 10 °C, 热效率提升 0.5%<sup>[3]</sup>。目前中国已经开始建设 630 °C 的超超临界机组示范电站<sup>[4]</sup>。发电热效率提升的同时对机组材料的性能也提出了更高的要求。转子是火电机组中的重要零件, 其材料性能的提升带动着超超临界机组的发展<sup>[5-7]</sup>。一般通过转子材料的持久强度来评价其长期服役过程中的强度水平, 通过长期时效后的冲击性能来评价转子服役过程是否存在脆化风险。

由欧洲 COST 522 计划研发的新型 9%Cr 马氏体耐热钢 COST-FB2 因具有优越的持久蠕变性能成为各国 620 °C 超超临界机组高中压转子的首选材料<sup>[8-9]</sup>。但由于 FB2 转子钢合金成分复杂, 熔炼和热处理等过程均存在技术难点, 使得中国所需 FB2 转子钢完全依赖进口<sup>[10-12]</sup>。目前, 针对 FB2 转子钢的持久蠕变性能及蠕变后的微观组织分析已有较多研究<sup>[13-17]</sup>。田晓等人<sup>[18]</sup>对 FB2 钢在 620 °C 下进行了高温时效特性试验研究, 获得了 620 °C 超超临界机组 FB2 转子钢在高温长期时效过程中微观组织和力学性能演变规律。现今,

各国都在建设与发展 620 °C 以上的超超临界火电机组, 但仅有张煜<sup>[19]</sup>、王欣<sup>[20]</sup>等人对 FB2 转子钢在高于 620 °C 条件下进行的短时时效组织和性能研究。由于转子材料的组织及性能的长期稳定性受其所处环境温度的影响较大, 因此本工作以进口 COST-FB2 转子钢为研究对象, 模拟 630 °C 超超临界机组 COST-FB2 转子钢的服役环境进行长期时效实验, 利用冲击实验、高温拉伸实验、硬度测试、扫描电子显微镜 (SEM)、透射电子显微镜 (TEM) 及 X 射线衍射仪 (XRD) 等测试方法研究 630 °C 长期时效对 COST-FB2 转子钢组织和性能的影响, 重点研究 FB2 钢在高温作用下各析出相的长大行为及其与冲击性能的关系, 分析评估 COST-FB2 钢在 630 °C 下长期服役过程中的组织和性能的稳定性, 以期为 630 °C 超超临界机组转子的运行监督提供技术支持和理论依据。

## 1 实验

本实验所用材料均取自尺寸规格为  $\Phi 455$  mm $\times$ 90 mm 的进口 COST-FB2 转子锻件端部, 热处理制度为 1100 °C 油淬+570 °C 一次回火 (炉冷)+680 °C 二次回火 (炉冷)。其化学成分见表 1。

在 COST-FB2 转子锻件端部 1/2 半径位置处沿锻件纵向截取试样, 然后将试样放入等温炉中, 对其进

收稿日期: 2022-07-11

基金项目: 国家自然科学基金 (51771016)

作者简介: 姚汉新, 男, 1985 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: postustb@163.com

表 1 COST-FB2 化学成分

Table 1 Chemical composition of COST-FB2 ( $\omega/\%$ )

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Co	V	Nb	N	B	Al
0.15	0.063	0.45	0.0012	0.0059	9.18	0.17	1.46	1.39	0.20	0.050	0.021	0.0083	0.0046

行 630 °C 不同时间的时效实验, 分别获得 100、300、500、1000、2000、3000、4000 和 5000 h 的时效试样。在时效后的试样上分别切取标准 V 型缺口冲击试样 (10 mm×10 mm×55 mm)、拉伸试样 ( $\Phi 5$  mm)、金相试样 (10 mm×10 mm×10 mm) 及相分析试样 ( $\Phi 14$  mm×80 mm)。冲击试验在 JBN-300B 型冲击试验机上进行, 数据取 3 个冲击试样的平均值。冲击实验完成后利用 Quanta FEG650 扫描电镜观察冲击断口形貌。利用布氏硬度计对各时效样品进行硬度测试 (HBW (5/750)), 统计各时效试样的硬度值, 试验力载荷误差小于  $\pm 1.0\%$ 。将拉伸试样放在 MTS-810 试验机上进行高温 (630 °C) 拉伸试验, 统计各时效试样的屈服强度 ( $R_{p0.2}$ )、抗拉强度 ( $R_m$ )、断后延伸率 ( $A$ ) 和面缩率 ( $Z$ )。

将金相试样在砂纸上打磨后机械抛光, 抛光至试样表面无划痕, 然后使用  $\text{FeCl}_3+\text{HCl}$  溶液腐蚀样品表面 20 s 左右。在 Olympus GX51 金相显微镜 (OM) 上观察金相组织, 利用 SEM 中的背散射成像 (BSE) 模式观察基体与析出相的组织形貌并结合能谱仪 (EDS) 对其进行成分分析。从各金相试样上切取 500  $\mu\text{m}$  厚薄片, 机械减薄至 50  $\mu\text{m}$  后在 6% 高氯酸无水乙醇溶液中进行电解双喷减薄 (温度 -30 °C, 恒定电流 55 mA), 然后在 H-800 透射电子显微镜 (TEM) 上观察试样的微观结构。在电解液 (3% 盐酸+1% 柠檬酸甲醇混合溶液) 中电解分离相分析试样, 电流密度为 0.05  $\text{A}/\text{cm}^2$ , 电解温度为 5~8 °C。电解 1~2 h 后过滤出电解残渣并清洗、干燥, 得到干燥纯净的萃取物, 然后利用 Philips APD-10 型 X 射线衍射仪 (XRD) 对定量萃取物进行相衍射分析, 将得到的衍射图谱与标准图谱进行对比可判断其物相。制备定量分析液, 利用 XRD 图谱, 通过相关数据采用 Rietveld 物相晶体结构精修的方法确定析出相中的成分与含量<sup>[21]</sup>。

## 2 结果与讨论

### 2.1 力学性能变化

冲击韧性和硬度是高温转子在超超临界机组服役过程中运行安全监督的重要参数。COST-FB2 转子钢在 630 °C 时效过程中冲击功随时间的变化如图 1a 所示, 随着时效时间延长, 冲击功总体呈下降趋势, 相对于初始态, 时效 5000 h 后冲击功均值下降了 66.3% (由 51.3 J

下降至 17.3 J)。在 0~1000 h 的时效过程中, 冲击功均值有所波动, 但总体保持较高的冲击韧性。在 1000~5000 h 的时效过程中, 冲击功均值逐渐下降, 在 2000 h 后下降较为明显, 3000~4000 h 的时效过程中, 冲击功下降最快, 由 36 J 下降至 19.7 J, 时效 4000 h 后至 5000 h 冲击韧性下降缓慢趋于稳定值。

图 1b 为 COST-FB2 转子钢在 630 °C 时效过程中硬度随时间的变化曲线, 可知, 随着时效时间延长, 硬度 (HBW) 总体呈下降趋势, 但下降幅度不大, 最大降幅 166.6 MPa, 小于 10%。COST-FB2 钢在整个 630 °C 时效过程中硬度 (HBW) 均处在较高水平 (2479.4 MPa), 冲击韧性也逐渐趋于稳定, 可见, COST-FB2 转子钢的力学性能在 630 °C 长期时效中具有良好的稳定性。

630 °C 时效不同时间后的冲击断口形貌如图 2 所示。由图可见, 各时效时间下, 断口均为解理断口+少量韧窝, 未发现明显的沿晶断裂特征, 断裂方式为准解理断裂, 即脆性断裂。随着时效时间延长, 断口中撕裂韧带起伏越来越小且宽度越来越窄, 冲击韧性越来越低。

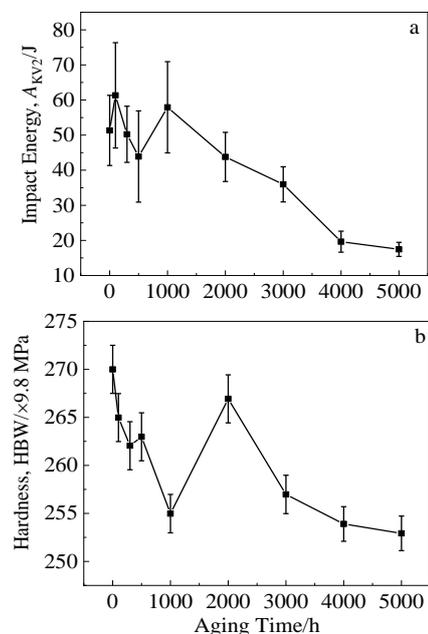


图 1 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的冲击功和硬度

Fig.1 Impact energy (a) and hardness (b) of COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time

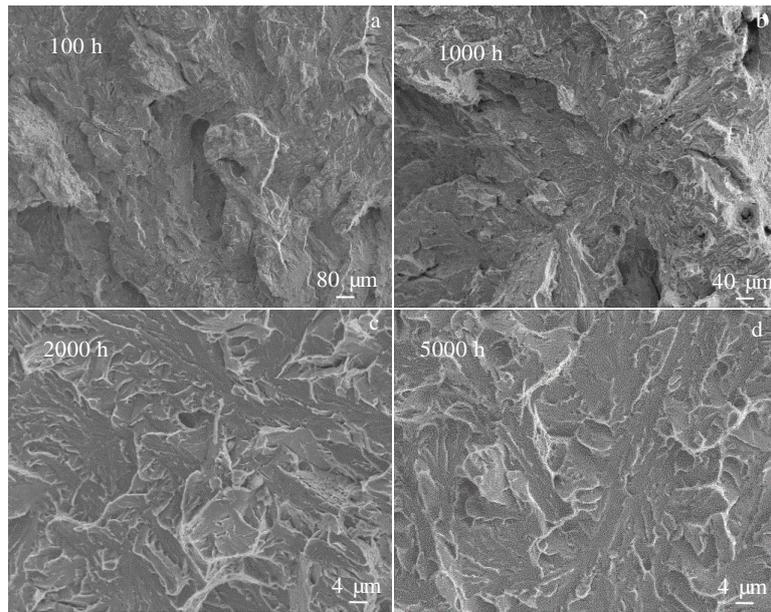


图 2 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的冲击断口形貌

Fig.2 Fracture surface morphologies of COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time: (a) 100 h, (b) 1000 h, (c) 2000 h, and (d) 5000 h

COST-FB2 转子钢在 630 °C 时效过程中强度随时间的变化如图 3a 所示, COST-FB2 钢初始态的高温屈服强度和抗拉强度为别为 383 和 453 MPa。随着时效时间延长, 屈服强度和抗拉强度的变化规律基本一致: 在 0~3000 h 的时效过程中, 高温强度逐渐下降, 在 3000~5000 h 的时效过程中, 高温强度略微提高。时效至 5000 h 后高温屈服强度和抗拉强度为别为 355 和 418 MPa, 仍处于较高水平。图 3b 为 COST-FB2 转子钢在 630 °C 时效过程中塑性随时间的变化曲线, 可知, 随着时效时间延长, 在 0~2000 h 的时效过程中, 延伸率呈下降趋势, 在 2000~5000 h 的时效过程中, 延伸率呈上升趋势。时效至 5000 h 后的 COST-FB2 钢的延伸率相对于其初始态仅下降 9.3%。在 5000 h 时效时间内, 断面收缩率变化不大。

### 2.2 微观组织演变

COST-FB2 转子钢在高压高温环境下长时间服役的过程中, 合金元素加剧扩散, 组织会发生一系列的演变, 比如第二相的粗化、新相的析出等。COST-FB2 钢组织的退化失稳最终会导致其性能的降低。研究表明<sup>[22]</sup>, FB2 钢的初始态组织为回火马氏体组织, 其中晶界为奥氏体化时形成的原始奥氏体晶界 (PAGB), 晶内马氏体具有高位错密度。图 4 为 630 °C 时效不同时间后 COST-FB2 钢的金相显微组织, 随着时效时间延长, 组织回复并不明显, PAGB 仍非常细小 (图中已用箭头示出), 未发现粗大链状碳化物。5000 h 时

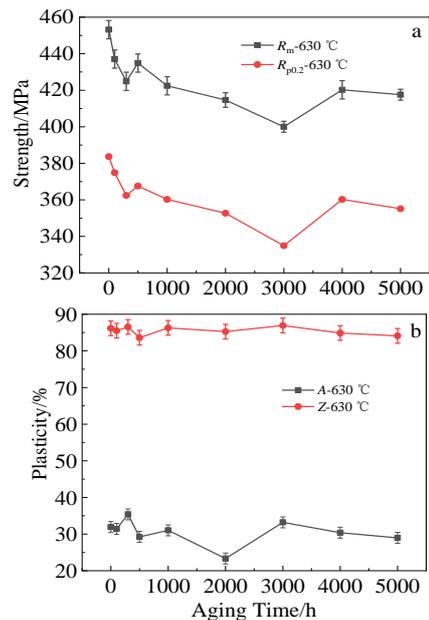


图 3 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的屈服和抗拉强度及延伸率和断面收缩率

Fig.3 Yield and tensile strength (a) and elongation and section shrinkage (b) of COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time

效后, 晶内仍保持着高位错密度的板条马氏体 (LM) 结构, 可见 630 °C-5000 h 时效时间内, COST-FB2 钢组织稳定性较好。

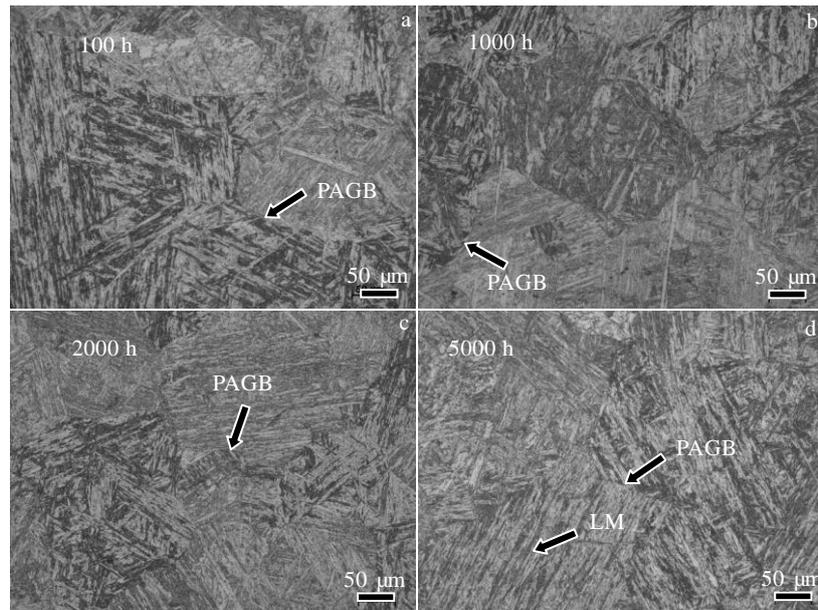


图4 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的金相组织

Fig.4 Microstructures of COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time: (a) 100 h, (b) 1000 h, (c) 2000 h, and (d) 5000 h

利用 SEM-BSE 和 EDS 对 630 °C 时效过程中 COST-FB2 钢微观组织和析出相进行观察分析, 结果见图 5。在 SEM-BSE 图像中原子序数较大的 Laves 相呈现为亮白色, 而  $M_{23}C_6$  碳化物的亮度相对较暗。由图 5a 可见, 锻件热处理态的 COST-FB2 钢析出了大量细小的短棒状碳化物, 较均匀的分布在原奥氏体晶界与晶粒内部板条状马氏体的相界。随着时效时间延长, 由图 5b 可见, 100 h 时效后, 碳化物尺寸有所长大, 由 EDS 分析可知该碳化物为  $M_{23}C_6$  碳化物 (含 Fe、Cr)。时效 1000 h 后, 见图 5c, 析出的  $M_{23}C_6$  碳化物含量增加, 原奥氏体晶界处的  $M_{23}C_6$  碳化物有所聚集粗化, 但未形成链状, 晶内马氏体板条处  $M_{23}C_6$  碳化物尺寸也增大。进一步延长时效时间, 时效至 2000 h,  $M_{23}C_6$  碳化物含量继续增加, 且在原奥氏体晶界处进一步聚集, 并观察到大尺寸新相颗粒析出, 由 EDS 分析可知新相为 Laves 相 (富含 Mo)。Laves 相呈不规则状, 主要沿原奥氏体晶界析出, 且其刚开始析出尺寸就较大<sup>[21]</sup>。在时效 2000~5000 h 的过程中, 由图 5e 和 5f 可见,  $M_{23}C_6$ 、Laves 相含量与尺寸继续增加, Laves 相长大更明显,  $M_{23}C_6$  碳化物没有明显的粗化。到 5000 h 时效后, Laves 相开始在晶界聚集, 但未形成链状。

由此可推测, COST-FB2 钢冲击功在时效 2000 h 后开始逐渐下降, 可能是 2000 h 后晶界开始析出脆硬相 Laves 相, Laves 相在原奥氏体晶界的聚集粗化, 导致冲击功下降。但硬度在时效 2000 h 后会因 Laves 相的析出而有所提高, 随着时效时间延长, Laves 相明

显粗化, 硬度也因此而逐渐下降。

为了更深入研究 630 °C 时效过程中 COST-FB2 钢微观组织和析出相的变化, 利用 TEM 对 630 °C 时效后的组织进行观察分析, 结果见图 6。主要观察原奥氏体晶粒内部, 即主要分析晶内  $M_{23}C_6$  碳化物和马氏体板条在时效过程中的变化。时效 100 h 后, 马氏体板条内位错密度非常高, 沿板条界析出了大量  $M_{23}C_6$  碳化物。随着时效时间延长, 500 h 后,  $M_{23}C_6$  碳化物尺寸有所长大, 板条内仍保持较高的位错密度; 时效时间延长至 3000 h 后,  $M_{23}C_6$  碳化物尺寸继续长大, 但未明显粗化, 板条内位错密度有所下降, 少量板条结构转变为多边形的亚晶结构 (图 6c 中箭头所示), 但板条形貌仍较清晰, 这表明马氏体板条还具有较高的稳定性。研究表明<sup>[19]</sup>, 马氏体板条的宽化与析出相的粗化有密切联系, COST-FB2 钢中  $M_{23}C_6$  碳化物是决定高温时效过程中马氏体组织稳定性的重要因素。

### 2.3 630 °C 时效析出相稳定性

为准确描述 630 °C 时效过程中 COST-FB2 钢中析出相含量变化, 利用萃取相分析对不同时时效时间下的析出相进行分析。图 7 为不同时时效时间下 COST-FB2 钢析出相 XRD 衍射分析结果, 由 5000 h 时效后的 XRD 图谱 (图 7a) 可知, 主要的析出相为  $M_{23}C_6$  碳化物, 还存在少量  $M(CN)$  相。由图 7b 可见, 不同时时效时间下 XRD 衍射峰变化不大。因 Laves 相大多与  $M_{23}C_6$  碳化物伴生<sup>[23]</sup>, 相分析萃取过程并未能分离出 Laves 相, 即 XRD 未发现 Laves 相衍射峰。

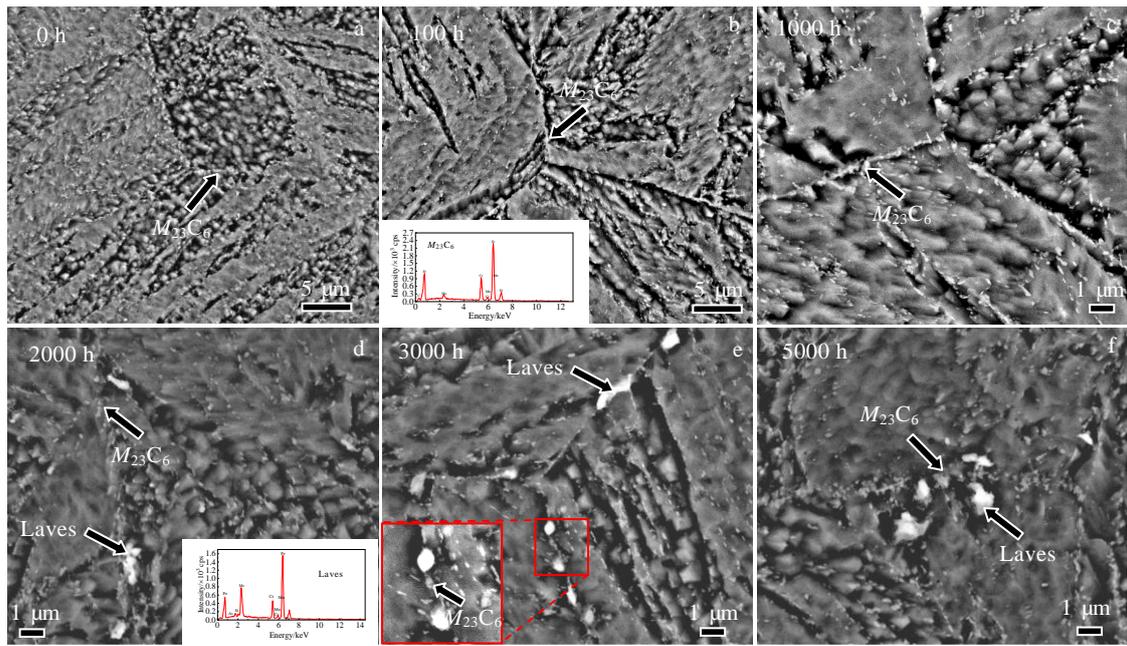


图 5 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的 SEM 组织和 EDS 能谱

Fig.5 SEM microstructures and EDS spectra of COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time: (a) 0 h, (b) 100 h, (c) 1000 h, (d) 2000 h, (e) 3000 h, and (f) 5000 h

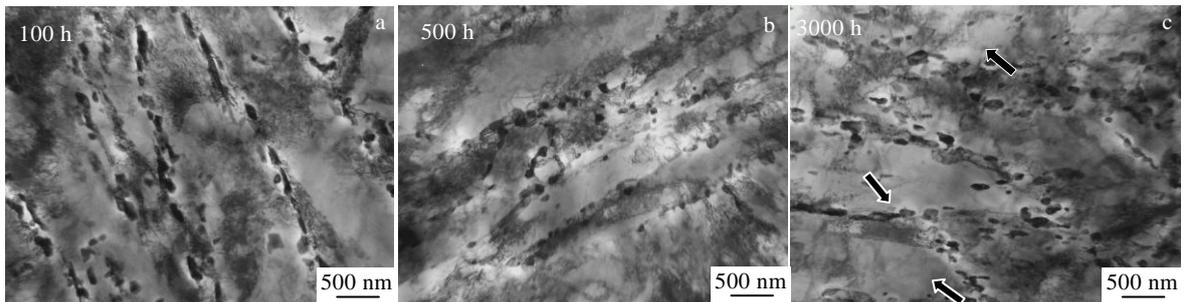


图 6 COST-FB2 转子钢 630 °C 时效不同时间后的析出相 TEM 形貌

Fig.6 TEM morphologies of precipitation phase for COST-FB2 rotor steel after aging at 630 °C for different time: (a) 100 h, (b) 500 h, and (c) 3000 h

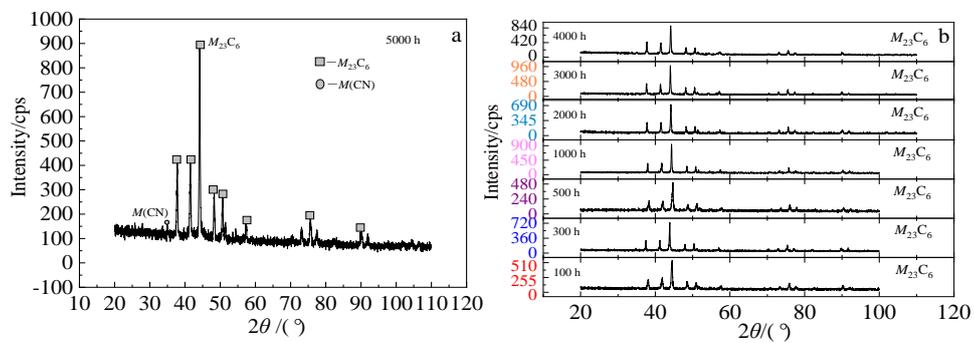


图 7 不同时效时间下 COST-FB2 钢析出相的 XRD 图谱

Fig.7 XRD patterns for COST-FB2 rotor steel after aging for different time: (a) 5000 h and (b) 100-4000 h

时效时间对  $M_{23}C_6$  碳化物含量及其主要合金元素含量的影响见图 8。可见  $M_{23}C_6$  碳化物主要合金元素为 Fe、Cr、Mo。随着时效时间延长,  $M_{23}C_6$  碳化物含量有所增加, 但增加量不大, 主要合金元素 Cr、Mo、Fe 在  $M_{23}C_6$  碳化物中的含量也变化不大, 由此可见 5000 h 时效时间内, 主要析出相  $M_{23}C_6$  碳化物仍保持较高的稳定性。

时效时间对  $M(CN)$  相含量及其主要合金元素的影响见图 9。由图可见,  $M(CN)$  相主要为含 V、Nb 的复合强化相, 并且固溶了少量 Mo 元素。时效时间小于 1000 h,  $M(CN)$  相含量变化不大, Nb、V、Mo 元素在  $M(CN)$  相中的含量变化也不大, 2000~5000 h 时效后,  $M(CN)$  相含量明显增加, 析出相中 V、Nb 含量变化不大, Mo 含量明显增加。一般情况下, 耐热钢中  $M(CN)$  相稳定性较高, 是主要的强化相<sup>[24]</sup>。随着时效时间延长 V、Nb 含量变化不大, 可见  $M(CN)$  相析出量并没有增加, 相分析结果  $M(CN)$  相质量分数增加, 可能是受其它相粗化或析出影响。

由相分析结果可知, COST-FB2 钢时效过程中主要强化相为  $M_{23}C_6$  碳化物,  $M(CN)$  相为次强化相。随时效时间延长,  $M_{23}C_6$  碳化物质量分数仅略微增加, 主要合金含量也变化不大, 表明  $M_{23}C_6$  碳化物的稳定性非常好, 并未明显粗化, 认为 COST-FB2 钢具有非常好的组织与力学性能稳定性。即 630 °C/5000 h 时效过程中 COST-FB2 钢能够保持较高的高温稳定性。

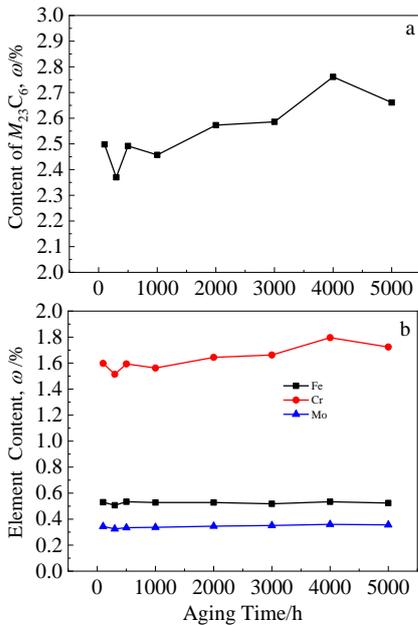


图 8 时效时间对  $M_{23}C_6$  碳化物和相中合金元素含量的影响  
Fig.8 Variation of mass fraction (a) and element contents of  $M_{23}C_6$  carbide (b) with aging time

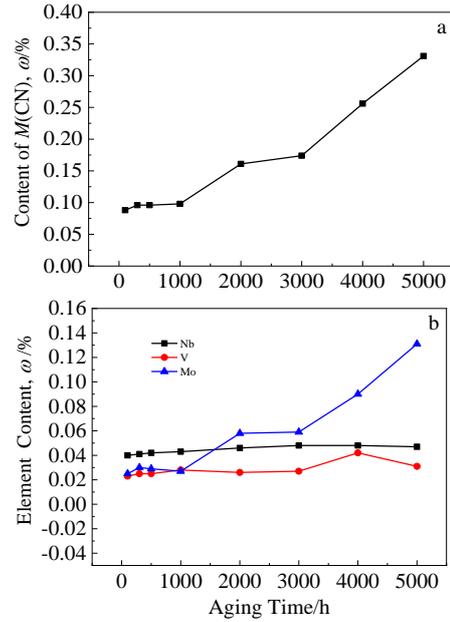


图 9 时效时间对  $M(CN)$  相和相中合金元素含量的影响  
Fig.9 Variation of mass fraction (a) and element contents of  $M(CN)$  phase (b) with aging time

### 3 结 论

1) COST-FB2 钢随 630 °C 时效时间延长, 冲击功、硬度和高温强度都呈下降趋势, 冲击韧性在 2000 h 后下降较为明显, 后逐渐趋于稳定。硬度 (HBW) 总体处在较高水平(2479.4 MPa), 高温塑性未见明显变化。

2) 630 °C 时效至 5000 h COST-FB2 钢能够保持较高的高温稳定性, 主要强化相为  $M_{23}C_6$  碳化物,  $M(CN)$  相为次强化相。随时效时间延长,  $M_{23}C_6$  碳化物尺寸及含量有所增长, 但未见明显粗化; Laves 相尺寸增长更明显并在晶界处聚集, 但未形成链状。高位错密度马氏体板条随时效时间延长少量板条结构转变为多边形亚晶结构, 但晶内位错密度仍在较高水平。

3) Laves 相的析出长大与聚集、 $M_{23}C_6$  缓慢长大及马氏体板条变化等均导致性能变化的原因, 冲击性能下降的主要原因可能是由 Laves 相的析出长大导致。

#### 参考文献 References

[1] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(4): 982  
 [2] Bai Yaguan(白亚冠), Nie Yihong(聂义宏), Zhu Huaishen(朱怀沈) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1317  
 [3] Zhu Baotian(朱宝田), Zhou Rongcan(周荣灿). *Chinese*

- Journal of Electrical Engineering*(中国电机工程学报)[J], 2009, 29(S1): 95
- [4] Li Qi(李 其), Chen Zhengzong(陈正宗), Jiang Xinliang(蒋新亮) *et al. Iron and Steel*(钢铁)[J], 2021, 56(2): 40
- [5] Nie Yihong(聂义宏), Bai Yaguan(白亚冠), Kou Jinfeng(寇金凤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(10): 3814
- [6] Fu Wantang(傅万堂), Zhang Baizhong(张百忠), Wang Baozhong(王宝忠). *Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2008(5): 33
- [7] Gong Hu(龚 虎), Liu Jiansheng(刘建生), Gong Bao(龚 豹) *et al. Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2017(4): 18
- [8] Hald J. *Proceedings of the 8th Conference on Materials for Power Engineering*[C]. Liege: Schriften des Forschungszentrum Julich, 2006: 917
- [9] Scarlin B, Vanstone R, Gerdes R. *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Fourth International Conference*[C]. Columbia: ASM International, 2004
- [10] Tao Kai(陶 凯), Yu Shenjun(于慎君), Han Lu(韩 璐) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2012, 26(1): 83
- [11] Zeiler G, Bauer R, Putschoegl A. *La Metallurgia Italiana*[J], 2010(6): 33
- [12] Zhao Jiqing(赵吉庆), Yang Gang(杨 钢), Zhao Lin(赵 林) *et al. Turbine Technology*(汽轮机技术)[J], 2021, 63(1): 71
- [13] Gianfrancesco A D, Cipolla L, Paura M *et al. Proceedings of the 6th International Conference: Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants*[C]. Santa Fe: ASM International, 2010: 342
- [14] Peng Leizhen(彭雷朕), Jiang Zhouhua(姜周华), Geng Xin(耿鑫) *et al. Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2020, 41(4): 505
- [15] Kasl J, Jandová D, Kanta V. *5th International Conference Recent Trends in Structural Materials*[C]. London: IOP Publishing, 2018: 12 036
- [16] Zeiler G. *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*[M]. Cambridge: Woodhead Publishing, 2017: 143
- [17] Zhou Bin(周 斌), Gao Zhenhuan(高振桓), Li Qingsong(李清松) *et al. Dongfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2016(1): 42
- [18] Tian Xiao(田 晓), Qin Chengpeng(秦承鹏), Xu Hui(徐 慧) *et al. Proceedings of the CSEE*(中国电机工程学报)[J], 2021, 41(9): 3232
- [19] Zhang Yu(张 煜), Zhao Jiqing(赵吉庆), Li Li(李 莉) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2019, 44(1): 142
- [20] Wang Xin(王 欣), Zhang Xiying(张喜英), Ouyang Jianguo(欧阳建国) *et al. CFHI Technology*(一重技术)[J], 2016(1): 68
- [21] Chen Hao(陈 浩), Zhou Lianfu(周连福). *Journal of Salt Lake Research*(盐湖研究)[J], 2013, 21(4): 60
- [22] Yin Huifang(殷会芳), Yang Gang(杨 钢), Zhao Jiqing(赵吉庆) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2021, 33(9): 936
- [23] Cui H R, Sun F, Chen K *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2010, 527(29): 7505
- [24] MacKenzie M, Craven A J, Collins C L. *Scripta Materialia*[J], 2005, 54(1): 1

## Investigation on 630 °C Long-Term Aging Stability for COST-FB2 Rotor Steel Used in Ultra-Supercritical Units

Yao Hanxin, Jiang He, Yao Zhihao, Dong Jianxin

(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

**Abstract:** In present work, the 630 °C long-term aging stability (microstructure and properties) of COST-FB2 rotor steel were investigated by impact test, high temperature tensile test, hardness test in combine with SEM, TEM and XRD analysis. The investigation shows that impact energy, hardness and high temperature strength decrease with prolonging aging time. The impact toughness decreases apparently after aging for 2000 h and then keeps stable. The hardness (HBW) stays in a high level (2479.4 MPa), and the high temperature plasticity has no obvious change. The size and amount of  $M_{23}C_6$  carbide increases slightly during aging without apparent coarsen. The size of Laves phase increases more obvious and Laves phase tends to gather at grain boundary. While no chain of Laves phase is observed. The coarsen and gathering of Laves phase at grain boundary is the major reason for impact toughness degeneration. Bases on the research, it can be concluded that COST-FB2 rotor steel keeps stable at 630 °C for up to 5000 h.

**Key words:** ultra-supercritical units; COST-FB2 rotor steel; long-term aging;  $M_{23}C_6$  carbide

Corresponding author: Jiang He, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: jianghe17@sina.cn