

620 °C 长期时效对汽轮机转子用 COST-FB2 钢组织和性能的影响

殷会芳, 赵吉庆, 杨 钢, 包汉生

(钢铁研究总院 特殊钢研究院, 北京 100081)

摘 要: 利用 Thermo-Calc 热力学软件对 COST-FB2 钢平衡条件下的析出相进行了计算, 结合扫描电镜、透射电镜、化学相分析等手段研究了 620 °C 不同时效时间下超超临界电站转子用 COST-FB2 钢的组织、 $M_{23}C_6$ 碳化物和 Laves 相的演变, 并分析了其变化对性能的影响。结果表明: COST-FB2 钢在 620 °C 后室温强度和塑性变化不大, 高温强度和塑性有波动, 冲击性能和硬度在时效前 1000 h 下降幅度较大, 随着时间的进一步延长有所波动下降的幅度较小。时效 0~10 000 h 过程中 COST-FB2 钢中马氏体板条结构比较稳定, 位错密度和小角度界面下降, $M_{23}C_6$ 碳化物平均粒度增加; Laves 相在时效 2000 h 开始析出, 到时效 10 000 h 过程中其尺寸不断增加, 10 000 h 后平均直径约 410 nm, 其粗化程度远大于 $M_{23}C_6$ 碳化物; 在时效 2000~6000 h, Laves 相的单位面积数量不断增加, 6000 h 以后 Laves 相的单位面积数量开始下降, 时效 8000 h 以后趋于平稳。国产 COST-FB2 钢转子大锻件在 620 °C 时效 10 000 h 过程中表现出较好的组织和性能稳定性。

关键词: COST-FB2 钢; 时效; $M_{23}C_6$ 碳化物; Laves 相

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)10-3867-09

COST-FB2 钢是由欧洲 COST 522 项目设计研发, 因其具有较高的组织热稳定性、优越的持久强度, 而广泛应用在 620 °C 超超临界火电机组汽轮机的中、高压转子^[1,2]。COST-FB2 钢中包含 Nb、Mo 等易偏析元素^[3], 且合金化程度高、冶炼工艺复杂, 其性能要求高, 转子大锻件制备过程难度较高。欧洲、日本等已经掌握 COST-FB2 钢转子大锻件的制备技术, 而中国还完全依赖进口。近年来, 中国学者对 FB2 钢也进行了大量的试验及研究, 在 FB2 钢的冶炼工艺研究^[4]、热处理工艺研究^[5-7]、焊接性能及高温长时性能试验^[8-10]等方面取得了一系列研究进展。但这些研究大多基于小质量, 小尺寸钢锭的研究, 其制备工艺及性能和转子大锻件还存在一定差异。钢铁研究总院联合烟台玛努尔等多家单位, 联合试制出中国首支 20 吨级 COST-FB2 钢转子大锻件。这支大尺寸、大质量的 COST-FB2 高压转子的制备成功是 620 °C 超超临界火电机组用转子国产化进程的重大突破。

COST-FB2 钢在热处理后能够获得具有较高位错密度的回火马氏体组织, $M_{23}C_6$ 碳化物 ($M=Fe, Cr$) 和 MX 碳氮化合物 ($M=Nb, V; X=C, N$)^[1]。钢含有少量的 B 元素, 淬火过程中 B 偏聚到原奥氏体晶界,

显著地提高钢的淬透性^[11,12]。回火过程中偏聚在晶界上的 B 扩散到马氏体板条束界及马氏体板条块界上, 并进入到 $M_{23}C_6$ 碳化物中形成 $M_{23}(C,B)_6$, 降低了服役过程中 $M_{23}C_6$ 碳化物的粗化速率, 对界面的钉扎作用更加持久^[13,14]。 MX 碳氮化物主要分布在马氏体板条内部, 少量分布在界面上, 能有效钉扎自由位错产生 Zener 力提高强度^[15]。长时间在高温高压的环境中服役, 耐热钢的组织会不可避免地出现退化。9%Cr 钢中组织的退化主要包括马氏体板条的宽化和回复、析出相的粗化以及大尺寸硬脆相的析出等^[16,17]。COST-FB2 钢主要的合金元素有 Cr, Mo, Nb 和 V 等碳化物形成元素, 平衡态析出相除 $M_{23}C_6$ 碳化物和 MX 碳氮化物外, 还有 Fe_2Mo 型的 Laves 相。多数 9%Cr 耐热钢中 Laves 相出现在长期时效过程中, 大尺寸的 Laves 相对韧性及高温持久性能都有不利影响^[18,19]。

本试验对自主制备的中国首支 20 吨级 COST-FB2 钢转子大锻件的试样进行了 620 °C 长期时效试验, 分析了时效过程中性能、组织的变化, 以及析出相的演变。在 $M_{23}C_6$ 碳化物和 Laves 相尺寸基础上建立了 2 种析出相粗化动力学方程, 分析了其长大粗化机制。

收稿日期: 2021-10-14

基金项目: 国家重点研发计划 (2016YFB0300203)

作者简介: 殷会芳, 女, 1990 年生, 博士, 钢铁研究总院特殊钢研究院, 北京 100081, E-mail: huifangyin@126.com

1 实验

实验材料取自中国首支 20 吨级 COST-FB2 钢转子大锻件本体, 取样前转子大锻件已经过整体热处理, 热处理工艺为 1100 °C 油淬+570 °C 空冷+700 °C 空冷。COST-FB2 钢主要化学成分 (质量分数, %) 为 0.14C、0.41Mn、9.47Cr、0.16Ni、1.5Mo、0.2V、0.048Nb、0.011B、1.16Co、0.024N、0.037Si、0.005P、0.006S、0.011Al, Fe 余量。在 620 °C 下进行时效处理, 分别取时效 500、1000、2000、3000、5000、6000、7000、8000、9000 和 10 000 h 的试样进行性能测试和组织观察。

对热处理态及长时效后的试样进行室温拉伸、高温拉伸和室温冲击性能测试, 每组 3 个试样, 取其平均值。硬度测试采用布氏硬度计, 测试 5 个点, 取其平均值。利用扫描电镜 (带背散射探头)、透射电镜 (带 EDS) 进行组织、碳化物及 Laves 相形貌及分布观察。采用 Pert MPD 衍射仪, 靶型为 Cu 靶, 管压管流为 40 kV/40 mA^[20] 和 Spectro Flame 双单道扫描型电感耦合等离子体发射光谱仪 (ICP-AES) 对萃取的 M₂₃C₆ 相进行小角度衍射 (SAXS) 分析, 以获得 M₂₃C₆ 的粒径分布。位错密度是在 XRD 图谱的基础上由式 (1) 计算得出:

$$\rho = \frac{\beta^2}{4.35b^2} \quad (1)$$

式中, β 是 (211)_α 衍射峰的半高宽, b 为布拉格常数 ($\sim 2.48 \times 10^{-10}$ m)。

扫描电镜试样腐蚀用 5 g FeCl₃+15 mL HCl+80 mL H₂O 混合溶液。透射电镜试样双喷液采用 6% HClO₄ 溶液。双喷条件: -25~ -30 °C, 电流: 40~50 mA。EBSD 试样制备与 TEM 试样相同。相分析以 3.6% ZnCl₂+5% HCl+1% 柠檬酸+90.4% 甲醇混合溶液作为电解液, 电解温度为 -5~0 °C, 电解电流密度为 0.05 A/cm², 总电流 ≤ 0.7 A, 6% H₂SO₄+20% H₂O₂ 水溶液于沸水浴中保温 1.5 h, 电解时间为 1~2 h。将电解萃取的析出相粉末中途补加 H₂O₂, MX 相溶解, 保留 M₂₃C₆ 相。

2 结果与讨论

2.1 长期时效后性能

图 1 是 COST-FB2 钢热处理态和 620 °C 时效不同时间的力学性能。从图 1a 时效不同时间 COST-FB2 钢的室温强度和高温强度可以看出, 时效后 COST-FB2 钢室温强度有所下降, 但下降幅度不大。COST-FB2 钢的高温强度在时效处理的前 1000 h 出现明显的下降, 随后在时效 1000~5000 h 内保持平稳, 6000 h 出现波动性下降, 7000 h 后又回复, 至 10 000 h 变化不大。

在时效 10 000 h 过程中室温塑性变化不明显, 高温塑性有小幅度的波动 (图 1b)。冲击功在时效前 1000 h 出现下降, 1000~3000 h 保持平稳, 随后上升, 在 5000 h 达到峰值 24.5 J 后开始下降, 6000~10 000 h 冲击功保持在 15 J 左右, 最低值出现在 8000 h 为 12 J (图 1c)。时效的前 1000 h COST-FB2 钢的硬度明显下降, 随后有所回升, 在 5000 h 的硬度值 (HB) 为 2448.0 MPa, 随

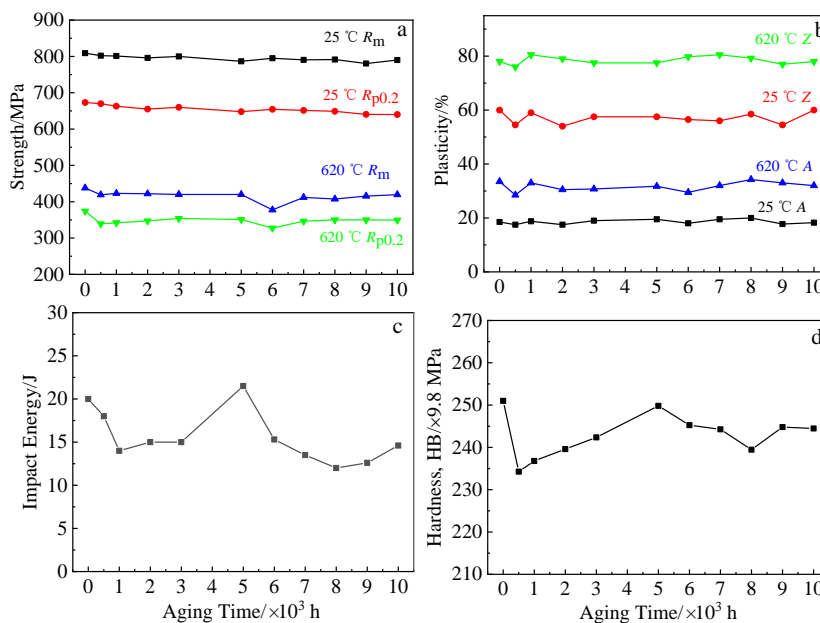


图 1 620 °C 不同时效时间 COST-FB2 钢的力学性能

Fig.1 Mechanical properties of COST-FB2 steel after aging at 620 °C for different time: (a) strength, (b) plasticity, (c) impact energy, and (d) HB hardness

着时效时间的进一步延长, 硬度有所下降, 但变化范围不大 (图 1d)。COST-FB2 钢在 620 °C 时效 10 000 h 过程中, 初期 (前 1000 h) 性能下降较快, 6000 h 左右出现波动可能与析出相演变有关。时效过程中 COST-FB2 钢性能的变化与合金元素的固溶量、析出相的演变及位错密度的变化紧密相连。

2.2 长期时效过程中组织演变

COST-FB2 钢热处理是采用淬火+2 次回火工艺, 淬火后的残余奥氏体在 570 °C 第一步回火后基本被消除^[6]。回火态组织主要是回火马氏体和不同类型的析出相 ($M_{23}C_6$ 碳化物和 MX 碳氮化物)^[21]。图 2 是 COST-FB2 钢回火态和 620 °C 时效不同时间的 TEM 组织。从图中可以看出, 组织中 $M_{23}C_6$ 分布在马氏体的不同界面上。随着时效时间的增加, COST-FB2 钢中马氏体板条平均宽度由 352.4 nm 增加至 397.2 nm, 平均宽化率为 4.48×10^{-3} nm/h。马氏体板条在时效过程中发生宽化, 但直到时效 10 000 h 时, 马氏体板条界仍清晰可见。由此可说明, COST-FB2 钢时效 10 000 h 后马氏体板条结构仍然比较稳定。

时效过程中马氏体板条的粗化也伴随着位错密度的变化和析出相的演变。图 3 是 COST-FB2 钢在时效过程中位错密度的变化。在时效 0~1000 h 内, COST-FB2 钢的位错密度由时效前的 14.99×10^{10} cm^{-2} 降至 7.66×10^{10} cm^{-2} , 保持这个数量级至 5000 h, 时效

6000 h 以后, 位错密度急速下降了 1 个数量级, 由 5000 h 的 8.5×10^{10} cm^{-2} 降至 6000 h 的 0.78×10^{10} cm^{-2} , 6000~10 000 h 变化不大。时效过程中位错密度的降低与析出相的演变、基体中固溶原子的消耗有重要联系。在时效开始的前 1000 h 出现的位错密度的下降主要是间隙固溶的 C 和 N 原子不断挣脱位错的束缚向界面扩散导致的。而 5000~6000 h 过程中出现的位错密度大幅下降, 主要是 Laves 相大量析出, 消耗了大量的固溶原子 Mo, 使得基体晶格畸变减小, 引起基体位错密度大幅下降。

图 4 是 COST-FB2 钢在 620 °C 时效 500、1000、6000 和 10 000 h 后界面取向差的分布。从图中可以看出, COST-FB2 钢在时效 10 000 h 范围内, 大小角度分布整体变化不大。时效时间从 0 h 增加到 10 000 h, 取向差 $\leq 10^\circ$ 界面的相对频率从 71.5% 下降到 70.0%, 主要体现在 5° 以下的界面下降的, 这意味着在时效过程中发生了位错的回复, 包括同一滑移面上异号位错的吸引、汇聚、消失, 以及不同滑移面上异号刃型位错由于空位凝聚或空位逃逸的消除^[22]。取向差 $> 10^\circ$ 的界面相对增加, 除了取样区域的影响造成的误差, 还可能与时效过程中新的析出相析出使得相界面增多有关。从 COST-FB2 钢在时效过程中界面取向差变化来看, 大小角度晶界得到了良好的钉扎, 时效 10 000 h 后仍相对稳定。

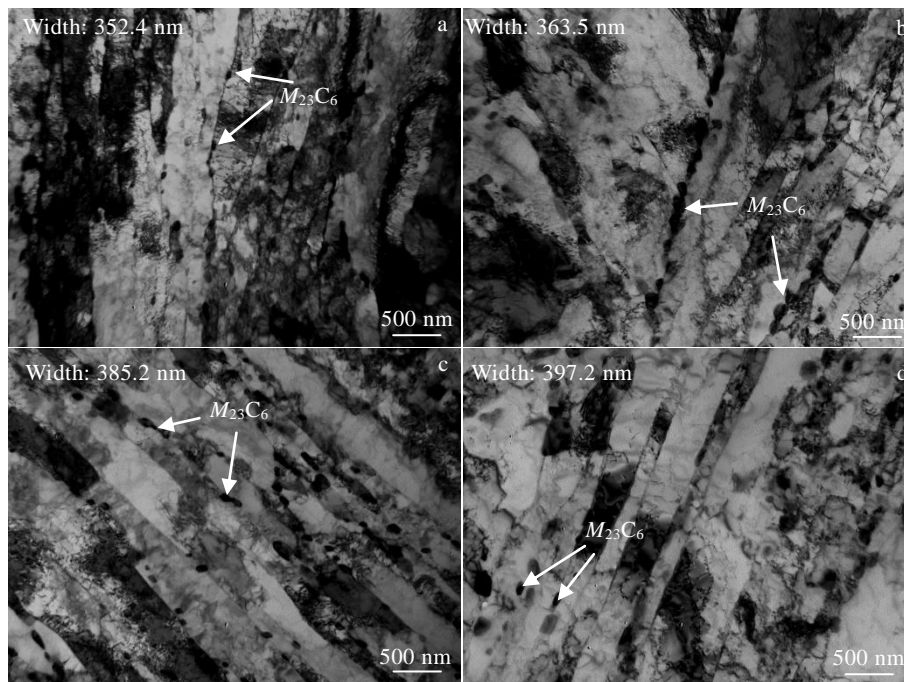


图 2 COST-FB2 钢时效不同时间的 TEM 组织

Fig.2 TEM images of COST-FB2 steel after aging for different time: (a) 0 h, (b) 3000 h, (c) 8000 h, and (d) 10 000 h

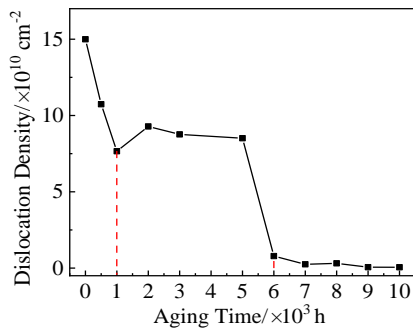


图 3 COST-FB2 钢时效过程中的位错密度

Fig.3 Dislocation density of COST-FB2 steel during aging

2.3 析出相的演变

本研究利用 Thermo-Calc 热力学软件对 COST-

FB2 钢平衡态析出相含量进行了计算, 如图 5 所示。计算结果表明合金中主要析出相有 $M_{23}C_6$ 碳化物、MX 和 Laves 相, 它们的固溶温度分别为 926、1180 和 672 $^{\circ}\text{C}$ 。其中 Laves 相属于有害相, 粗化后能够恶化钢的冲击和持久性能。在 620 $^{\circ}\text{C}$, COST-FB2 钢中平衡态 $M_{23}C_6$ 碳化物、MX 和 Laves 相含量分别为 2.72%、0.25% 和 0.94%。由于回火工艺温度高于 Laves 相的固溶温度, 在回火态的组织中一般没有 Laves 相的析出。此外, MX 尺寸细小, 固溶温度高, 在高温服役过程中表现出较高的稳定性。

2.3.1 $M_{23}C_6$ 碳化物

图 6 是时效过程中 COST-FB2 钢中 $M_{23}C_6$ 型碳化物的粒度分布。从图中可以看出, 随着时效时间由 0 h

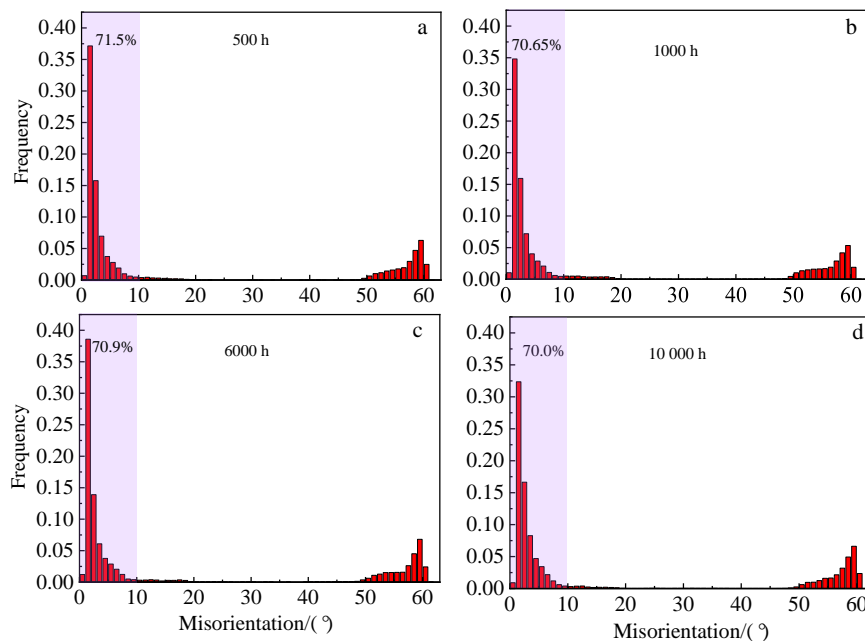


图 4 COST-FB2 钢在不同时效时间的晶界取向差分布

Fig.4 Misorientation distribution of COST-FB2 steel after aging for different time: (a) 0 h, (b) 3000 h, (c) 6000 h, and (d) 10 000 h

增加到 10 000 h, $M_{23}C_6$ 型碳化物的平均粒度由 102.7 nm 增加到 121.1 nm。前 3000 h $M_{23}C_6$ 碳化物的平均粒度变化不大, 随着时效时间继续延长, $M_{23}C_6$ 碳化物粗化加快。从 $M_{23}C_6$ 型碳化物的分布位置 (图 2 所示), 也可以看出, 时效过程中, 大角度晶界上的碳化物发生粗化, 尤其是晶界上, 其他位置的粗化并不明显。 $M_{23}C_6$ 型碳化物作为阻碍界面移动的主要析出相, 其粗化程度影响其对界面的钉扎作用^[23]。在 620 $^{\circ}\text{C}$ 时效 0~10 000 h 过程中, COST-FB2 钢中 $M_{23}C_6$ 型碳化物的粗化程度不高, 使得马氏体中的界面在该过程中比较稳定。这可能与 COST-FB2 钢中加入了一定量的 B 元素有关。B 元素进入到 $M_{23}C_6$ 碳化物中形成 $M_{23}(\text{C},\text{B})_6$, 能够有效降低 $M_{23}C_6$ 型碳化物的粗化率^[24,25]。

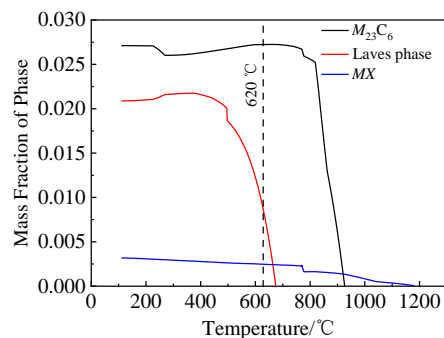


图 5 Thermo-Calc 软件计算的 COST-FB2 钢中平衡析出相
Fig.5 Equilibrium precipitates in COST-FB2 steel calculated by Thermo-Calc software

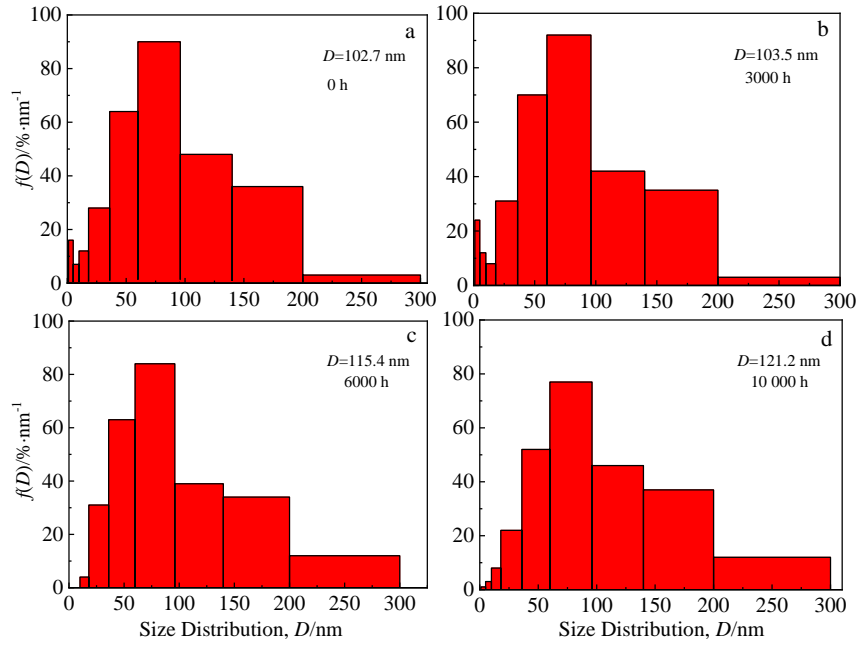


图 6 COST-FB2 钢在不同时效时间 $M_{23}C_6$ 碳化物的粒度分布

Fig.6 Size distribution of $M_{23}C_6$ carbides in COST-FB2 steel after aging for different time: (a) 0 h, (b) 3000 h, (c) 6000 h, and (d) 10 000 h

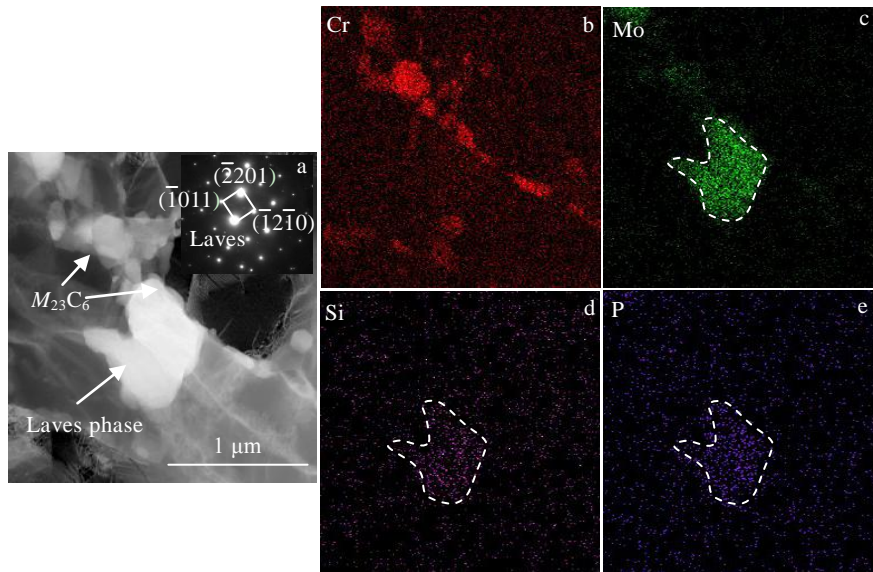


图 7 COST-FB2 钢在 620 °C 时效 6000 h 后的 HAADF 像和 EDS 元素面扫描

Fig.7 HAADF image of COST-FB2 steel aged at 620 °C for 6000 h (a) and EDS element mappings of Cr (b), Mo (c), Si (d) and P (e)

2.3.2 Laves 相的演变

图 7 是时效 6 000 h 后 COST-FB2 组织中的高角环形暗场像 (HAADF) 及其 EDS 主要元素面扫描。图 7a 中尺寸较大呈现亮白色的是 Laves 相, 尺寸较小且呈现暗灰色的是 $M_{23}C_6$ 碳化物, Laves 相与 $M_{23}C_6$ 碳化物相邻。图 7b、7c、7d 和 7e 分别是 Cr、Mo、Si 和 P 元素的面分布, 从中可以看出, Cr 元素主要聚集在板

条界上, 也就是板条界上的 $M_{23}C_6$ 碳化物中; Mo、Si 和 P 主要聚集在 Laves 相所在的位置。COST-FB2 钢中的 Laves 是 Fe_2Mo 型, 其成分中有少量的 Si 和 P 元素。Si 不能够形成碳化物, 被阻挡在 $M_{23}C_6$ 碳化物界面上, 并随时效时间的增加, 在界面周围形成富 Si 区。Si 的聚集促进了 Mo 在此区域的聚集^[26]。P 作为杂质元素易在界面处偏聚。这 2 种元素聚集在 $M_{23}C_6$

碳化物周围，能够促进 Laves 相在 $M_{23}C_6$ 碳化物周围的形核^[27]。

图 8 是 COST-FB2 钢在 620 °C 不同时效时间的 BSE 像，明亮的析出相为 Laves 相，灰色为 $M_{23}C_6$ 型碳化物。从图 8 a 中可以看出，COST-FB2 在时效 1000 h 的组织中没有 Laves 相。这是由于 COST-FB2 钢回火温度 (700 °C) 高于 Laves 相的固溶温度 (Thermo-Calc 热力学软件计算的 COST-FB2 钢中 Laves 相固溶温度为 672 °C)，回火及时效初始阶段组织中没有 Laves 相析出。COST-FB2 钢时效温度为 620 °C，低于 Laves 相的固溶温度，因此时效过程中会有 Laves 相析出，如图 8b~8f，直到时效 2000 h 时，才有少量的 Laves 相在晶界析出，尺寸较小。随着时效时间的延长，Laves 相的数量不断增加，尺寸也不断增大。在时效 6000 h 时，Laves 相的数量达到最多，之后 Laves 相的数量开始减少，尺寸仍然不断增加。COST-FB2 钢在 620 °C 时效过

程中 Laves 相一边析出，一边长大。Laves 相的析出对 COST-FB2 钢的冲击性能和硬度影响较大。

图 9 是基于 SEM-BSE 像的 Laves 相尺寸和单位面积数量的统计。从图 9a 可以看出，Laves 相平均尺寸由时效 2000 h 的 190.7 nm 增加到 10 000 h 的 410.0 nm。对比图 6 中 $M_{23}C_6$ 碳化物在时效过程中的平均粒度变化可知， $M_{23}C_6$ 碳化物在时效 10 000 h 过程中的粗化并不明显，而 Laves 相析出之后的长大粗化速率远大于 $M_{23}C_6$ 碳化物。从图 9b 中可以看出，Laves 相从开始析出至时效 6000 h 单位面积的数量在不断增加，在 6000 h 达到单位面积数量最大值 $12.18 \times 10^3 \text{ mm}^{-2}$ 。随后在时效 6000~8000 h 过程中，单位面积数量出现大幅度下降，在 8000~10 000 h 范围内单位面积数量基本平稳。Laves 相在时效 6000 h 形核率达到最大，随后开始长大粗化阶段，Laves 相的粗化过程中大尺寸 Laves 相和小尺寸 Laves 相存在竞争关系，大尺寸的长大，

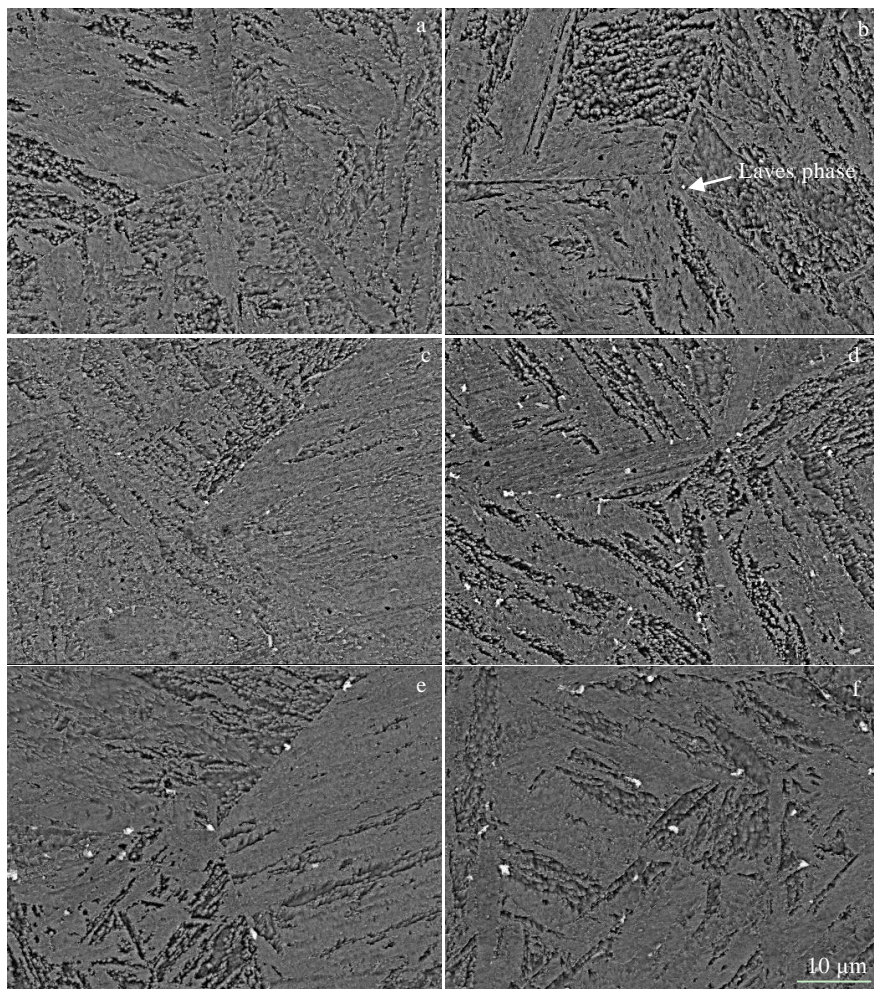


图 8 COST-FB2 钢 620 °C 时效过程中 BSE 像

Fig.8 BSE images of COST-FB2 steel aged at 620 °C for different time: (a) 1000 h, (b) 2000 h, (c) 3000 h, (d) 5000 h, (e) 8000 h, and (f) 10 000 h

小尺寸的溶解, 导致单位面积数量减少, 时效 8000 h 后单位面积数量基本达到平衡。Laves 相在 6000 h 大量析出损耗了一定量固溶的 Mo 元素, 导致其固溶强化作用减小, 也使得高温强度和硬度明显降低。

2.4 析出相的长大动力学

在高温时效过程中, 第二相发生 Ostwald 熟化的驱动力是析出相和基体之间的界面能, 析出相的长大会使总的界面面积减小, 界面能降低。 $M_{23}C_6$ 碳化物发生粗化降低了钉扎大角度晶界 (晶界、板条束界、板条块界) 和板条界的能力, 因此马氏体板条会因析出相的粗化而更易于粗化, 即回复过程加速。COST-FB2 钢中析出相的粗化可以由 Ostwald 方程来描述:

$$r^m - r_0^m = k_d t \quad (2)$$

其中, r 和 r_0 为时效时间为 t 和 $t=0$ 时的颗粒平均半径, k_d 是第二相的粗化系数, m 是析出相长大的系数。第二相的粗化受体积扩散控制时, $m=3$; 颗粒的粗化受晶界扩散控制时, $m=4$; 颗粒粗化受管道扩散时, $m=5$ 。根据 COST-FB2 钢中 $M_{23}C_6$ 碳化物粒度分析的结果和 Ostwald 方程拟合出时效过程中 $M_{23}C_6$ 的粗化与时间的关系, 如图 10 所示。COST-FB2 钢中 $M_{23}C_6$ 碳化物在 620 °C 时效过程的粗化系数 $k_d=2.2 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$, 该粗化系数明显低于不含硼钢^[28]。

620 °C 时效 2000~6000 h 是 COST-FB2 钢中 Laves 相的析出长大的阶段, 析出长大主要由体积扩散控制; 时效 6000~10 000 h 过程中, Laves 相的数量明显降低, 尺寸增大, 这各阶段主要是 Laves 相的粗化, 由晶界扩散控制。Laves 相长大粗化的 2 个阶段, 第 1 阶段 m 取 3, 第 2 阶段 m 取 4。由 Ostwald 方程式(1) 可得出 Laves 相第 1 阶段的粗化系数为 $4.46 \times 10^{-28} \text{ m}^3/\text{s}$ ($R^2=0.962$), 第 2 阶段的粗化系数 $1.68 \times 10^{-34} \text{ m}^4/\text{s}$ ($R^2=0.978$), 如图 11。2 个阶段拟合程度 $R^2 > 0.95$, 可信度较高。Laves 从开始析出到形核率达到最大 (6000 h), 其长大过程主要受体积扩散控制, 其尺寸粗化明显大于 $M_{23}C_6$ 的粗化 ($2.2 \times 10^{-30} \text{ m}^3/\text{s}$)。时效 6000 h 以后, Laves 相中存在竞争粗化, 小尺寸 Laves 相溶解, 大尺寸 Laves 相继续粗化, 粗化过程受晶界扩散控制。

COST-FB2 钢时效过程中的性能变化与其组织演变有关。时效初期 (0~1000 h) COST-FB2 钢在在高温强度、塑性、冲击功及硬度都有明显下降, 主要是此时析出强化的贡献无法弥补合金元素损耗所带来的固溶强化损失。同时, 位错密度的骤降也加剧了这一变化。此外, 时效 6000 h 时, COST-FB2 钢的高温强度出现波动、冲击功及硬度出现转折, 与位错密度进一

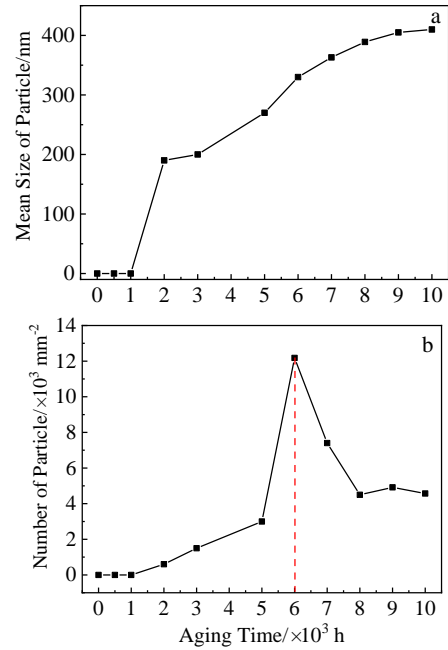


图 9 COST-FB2 钢在 620 °C 时效不同时间 Laves 相的尺寸和单位面积数量

Fig.9 Size (a) and number (b) of Laves phase precipitates in COST-FB2 steel aged at 620 °C for different time

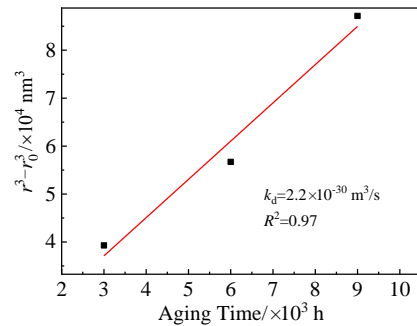


图 10 根据 $M_{23}C_6$ 碳化物定量结果估计的粗化速率

Fig.10 Coarsening rate of $M_{23}C_6$ carbides estimated from experimental results

步下降及 Laves 相大量析出相关。时效 10 000 h 后 Laves 相的平均尺寸为 410.0 nm 还未达到微米级别, 与 Zeiler^[29]的研究 Laves 相尺寸 $< 0.8 \mu\text{m}$ 且数量相对少, 还不足以损害强度的观点一致。在 620 °C 时效 10 000 h 过程中, 在温度的影响下 COST-FB2 钢中马氏体板条宽度、位错密度、析出相尺寸等虽有一定程度的变化, 但整体变化幅度不大。这表明国产 COST-FB2 钢转子锻件在 620 °C 时效 10 000 h 过程中能够保持性能和组织的相对稳定。

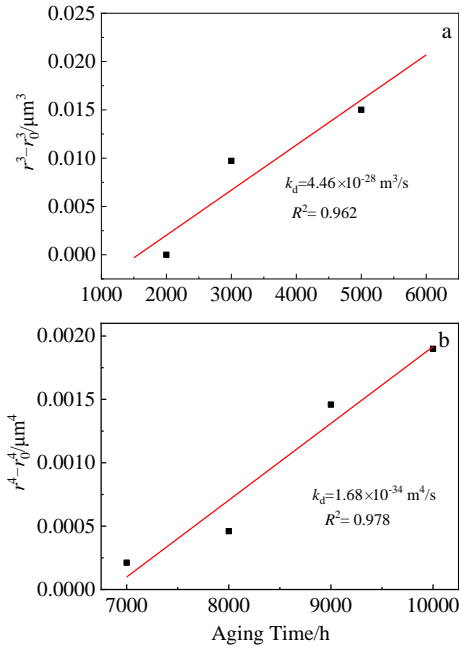


图 11 根据 Laves 相定量结果估计的粗化速率

Fig.11 Coarsening rate of Laves phase estimated from experimental results: (a) $m=3$ and (b) $m=4$

3 结 论

1) 在 620 °C 时效 10 000 h 对 COST-FB2 钢室温强度影响不大, 对高温强度、冲击及硬度等性能影响明显, 主要体现在时效前 1000 h 这些性能的下降及 6000 h 左右的波动。

2) COST-FB2 钢中在 620 °C 时效 0~10 000 h, 马氏体板条结构仍然比较稳定, 位错密度不断下降, 小角度晶界数量也有小幅度下降, 组织稳定性相对较高。

3) 随着时效时间的延长, COST-FB2 钢中 $M_{23}C_6$ 碳化物的平均粒度不断增加。Laves 相在时效 2000 h 开始析出, 其尺寸随着时效时间的延长不断增加, 其粗化程度远大于 $M_{23}C_6$ 碳化物。

参考文献 References

[1] Chilton R V I, Jaworski P. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*[J], 2013, 135(6): 62 101
 [2] Dagmar J. *Solid State Phenomena*[J], 2017, 270: 183
 [3] Wang Changshuai(王常帅), Su Haijun(苏海军), Guo Yongan(郭永安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3816
 [4] 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

[5] Zeng Xiao(曾 骁), Zhao Jiqing(赵吉庆), Gan Guoyou(甘国友) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(3): 128
 [6] Zhang Yu(张 煜), Zhao Jiqing(赵吉庆), Li Li(李 莉) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2018, 30(11): 916
 [7] Zhang Y Q, Li C W, Shen G *et al. Steel Research International*[J], 2021, 92(4): 1
 [8] Li Kejian(李克俭), Cai Zhipeng(蔡志鹏), Wu Yao(吴 瑶) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2017, 53(7): 778
 [9] 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
 [10] Wang Xin(王 欣), Zhang Xiyong(张喜英), Ouyang Jianguo(欧阳建国) *et al. CFHI Technology*(一重技术)[J], 2016, 169(1): 68
 [11] Hwang B, Suh D W, Kim S J. *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(12): 1118
 [12] Li Y J, Ponge D, Choi P *et al. Scripta Materialia*[J], 2015, 96: 13
 [13] Osanai T, Sekido N, Yonemura M *et al. Materials Characterization*[J], 2021, 177: 111 192
 [14] Liu F, Fors D H R, Golpayegani A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43: 4053
 [15] Abe F. *Science and Technology of Advanced Materials*[J], 2008, 9(1): 13 002
 [16] Maruyama K, Sawada K, Koike J I. *Journal of the Iron and Steel Institute of Japan International*[J], 2001, 41(6): 641
 [17] Liu Z, Wang X T, Chen Z Z *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 729: 161
 [18] Hosoi Y, Wade N, Kunimitsu S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 1986, 141-143(3): 461
 [19] Fedorova I, Belyakov A, Kozlov P *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 153
 [20] Gong Zhihua(龚志华), Yang Gang(杨 钢), Bao Hansheng(包汉生) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1281
 [21] Yin Huifang(殷会芳), Yang Gang(杨 钢), Zhao Jiqing(赵吉庆). *Iron and Steel*(钢铁)[J], 2021, 56(5): 91
 [22] Hu Y J, Wang Y, Wang W Y *et al. Computational Materials Science*[J], 2020, 171: 109 271
 [23] Gu T, Wang M J, Xu Y T *et al. Steel Research International*[J], 2016, 87(5): 662
 [24] Hald J. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*[J], 2008, 85(1-2): 30

- [25] Abe F. *Key Engineering Materials*[J], 2007, 345-346: 569
- [26] Kimura Y, Kato K, Chai Y W. *MRS Advances*[J], 2019, 4(25-26): 1477
- [27] Isik M I, Kostka A, Yardley V A *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 90: 94
- [28] Gao Q Z, Zhang Y N, Zhang H L *et al. Scientific Reports*[J], 2017, 7(1): 5859
- [29] Zeiler G, Bauer R, Putschoegl A. *Metallurgia Italiana*[J], 2010, 32(6): 33

Effect of Long-Term Aging at 620 °C on Microstructure and Properties Evolution of COST-FB2 Steel for Steam Turbine Rotors

Yin Huifang, Zhao Jiqing, Yang Gang, Bao Hansheng

(Institute for Special Steel, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: In this study, precipitates in COST-FB2 steel equilibrium conditions were calculated using Thermo-Calc thermodynamic software. The microstructure, $M_{23}C_6$ carbides, and Laves phase evolution of COST-FB2 steel for the rotors of the supercritical power station at 620 °C for different aging time were studied by scanning and transmission electron microscope and chemical phase analysis. The effects of the microstructure and precipitates on the properties of the steel were also analyzed. The results show that the room temperature strength and plasticity of COST-FB2 steel change minimally after aging, whereas the strength and plasticity at high temperature fluctuate. The impact property and hardness decrease greatly after 1000 h of aging, but with the further extension of time the fluctuations decrease slightly. The martensitic lath structure of COST-FB2 steel is stable during 0~10 000 h of aging, the dislocation density and small-angle boundaries decrease, and the average particle size of $M_{23}C_6$ carbides increases. Laves phase begins to precipitate at 2000 h of aging, and its size increases from 2000 h to 10 000 h. After 10 000 h, the average diameter is approximately 410 nm, and the coarsening rate of the Laves phase is much greater than that of the $M_{23}C_6$ carbides. After aging for 2000~6000 h, the number of Laves phase in the unit area increases continuously, but after 6000 h, the number begins to decrease. After 8000 h, it tends to be in equilibrium. The rotor forgings of domestic COST-FB2 steel exhibit a stable microstructure and properties after aging at 620 °C for 10 000 h.

Key words: COST-FB2 steel; aging; $M_{23}C_6$ carbides; Laves phase

Corresponding author: Yang Gang, Ph. D., Professor, Institute for Special Steel, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: yanggang@nccast.com