

超超临界机组转子钢 FB2 持久性能和组织演变研究

姚汉新, 江河, 姚志浩, 董建新

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 以 FB2 转子钢为研究对象, 通过高温持久试验、金相显微镜、扫描电镜及透射电镜等研究手段, 研究了 FB2 转子钢在 630 °C 下的持久性能及组织演变规律。结果表明: FB2 转子钢为回火马氏体组织, 原奥氏体晶界与晶内均析出了大量细小 $M_{23}C_6$ 碳化物。持久实验中在应力作用下, 随时间延长, 马氏体板条发生分解逐渐变宽, 位错密度下降, $M_{23}C_6$ 碳化物在原奥氏体晶界和马氏体板条边界上逐渐长大, Laves 相逐渐在原奥氏体晶界上析出长大, 并聚集成链状分布。微观组织结构的变化会显著影响高温持久性能, 但 FB2 转子钢最长断裂点仍能满足 630 °C、 10^5 h 持久应力不小于 100 MPa 的要求。

关键词: 超超临界机组; 转子钢 FB2; 持久性能; 组织演变

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)06-2309-08

电力工业的快速发展是我国经济持续发展的有力保障, 我国的自然资源和国情决定了我国电力工业在今后相当长的时期内仍将以火力发电为主^[1]。因此, 从经济和环保角度考虑, 发展高效率、低排放的电站技术是我国能源发展的重中之重。超超临界火电机组因其具有单位发电能耗低、节能减排的优越性, 将成为我国火电装备的主流^[2]。

火电机组发电效率的提高依赖于蒸气参数的提高, 即蒸气的压力和温度, 研究表明^[3], 主蒸气压力每提高 1 MPa, 机组的热耗率可下降 0.13%~0.15%; 主蒸气温度每提高 10 °C, 机组的热耗率可下降 0.25%~0.30%; 再热蒸气温度每提高 10 °C, 机组的热耗率可下降 0.15%~0.20%。超超临界蒸气参数在亚临界 17 MPa/538 °C/538 °C (主蒸气压力/主蒸气温度/一次再热温度, 下同) 的基础上提升至 25 MPa/600 °C/600 °C, 其火电机组效率提升 (约 6%) 的同时也使其高温部件需在更为恶劣的环境中运行^[4-5]。其中, 大型转子是火电机组中关键部件之一, 其高速运转于高温高压的过热水蒸气中^[6], 因此, 转子材料的综合性能对超超临界机组的服役周期有着至关重要的影响。

根据超超临界机组转子钢的使用工况, 其材料最重要的性能指标是高温蠕变强度、低周疲劳和断裂韧性^[7]。从 20 世纪 50 年代开始, 国外 (主要是美国、欧洲和日本等发达国家) 围绕转子材料做了大量研

究^[8-11], 开发出的 9%~12%Cr 耐热钢的高温蠕变强度高、热疲劳风险低, 已广泛应用于 600~620 °C 超超临界机组中的转子钢制造^[12], 其中, FB2 转子钢是欧洲 COST-522 计划开发的新型 9%Cr 马氏体耐热钢, 是在 COST-501 的含 B 转子钢 COST-B 的基础上通过降低 C 含量, 添加 Co 元素而成^[13-14]。FB2 转子钢在欧洲、美国等发达国家已大量应用于 620 °C 超超临界机组高中压转子, 国内新建或改造机组也大量应用 FB2 转子钢, 但完全依赖进口^[15-16]。国内研究人员已从成分、工艺、显微组织、强化机制、物理性能等各方面对其展开了研究^[17-19], 但对 FB2 转子钢的高温持久性能以及组织稳定性尚未开展系统性研究。目前, 世界首台 630 °C 的超超临界机组示范电站即将在中国山东省开工建设^[12]。因此, 本研究以进口 FB2 转子钢为研究对象, 通过高温持久试验、金相显微镜、扫描电镜及透射电镜等研究手段, 研究了 FB2 转子钢在 630 °C 下的持久性能及组织演变规律, 以期对 630 °C 超超临界机组转子的安全评估提供技术支持和理论依据。

1 实验

所用材料为 COST-FB2, 尺寸规格为 $\Phi 455$ mm × 90 mm, 取自转子锻件端部, 其制造工艺可概括为: 电炉冶炼—炉外精炼—电渣重熔—锻造—预备热处理—性能热处理—各性能检验—精加工—包装入库, 性能热处理包括 1 次淬火和 2 次回火。其化学成分见表 1。

收稿日期: 2022-06-27

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: jianghe17@sina.cn

表 1 COST-FB2 化学成分

Table 1 Chemical composition of COST-FB2 (ω/%)

C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Co	V	Nb	N	B	Al	Fe
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	Bal.

在 FB2 转子锻件端部 1/2 半径位置处使用线切割方法沿锻件横向取样，经砂纸磨样、机械抛光后使用 FeCl₃+HCl 溶液腐蚀样品表面，然后利用金相显微镜及 Quanta FEG650 扫描电镜 (SEM) 观察锻件原始显微组织形貌。FB2 转子材料的高温持久试样在锻件 1/2 半径位置处沿锻件纵向制取，高温持久试验按照 GB/T2039-1997《金属拉伸蠕变及持久试验方法》进行，试验温度选取 630 °C，试验过程中选取多个持久应力持续加载直至试样断裂，然后记录断裂时间。高温持久实验完成后，利用 SEM 观察不同持久应力下断口的形貌。

分别在各持久断裂试样的不同区域 (颈缩区、均匀变形区和未变形区) 沿横截面制样，经粗磨、机械抛光及腐蚀后利用 SEM 观察不同区域的显微组织，结合能谱分析可区分析出相。在不同应力下持久断裂试样的变形区和未变形区沿横截面切取 300 μm 厚薄片，机械打磨至 50 μm 后进行电解双喷减薄 (电解液为 6% 高锰酸钾，温度 -30 °C，电流 60 mA)，然后利用 H-800 透射电子显微镜 (TEM) 观察薄片的微观结构。

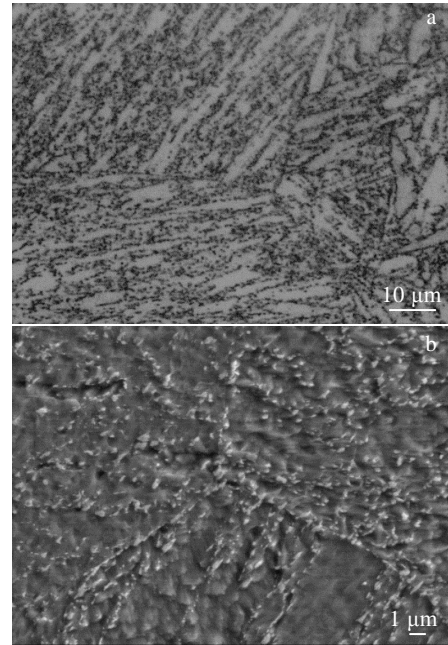


图 1 FB2 转子钢的微观组织形貌 .

Fig.1 OM (a) and SEM (b) microstructures of FB2 rotor steel

2 结果与分析

2.1 FB2 转子锻件原始组织状态及持久性能

在 FB2 转子锻件端部 1/2 半径位置处沿锻件横向取样，利用光学金相显微镜及 SEM 观察原始组织形貌，如图 1 所示。从图 1 中可以看出，FB2 转子钢为回火马氏体组织，组织均匀，晶粒度约 3 级，未发现 α 铁素体或珠光体，表明锻件具有良好的淬透性。从图 1b 中可观察到原奥氏体晶界与晶内均析出了大量第二相，呈弥散分布。研究表明^[20]，主要析出相为细小的 M₂₃C₆ 碳化物，这主要是因为 FB2 转子钢中含 0.0083% 的 B 元素，B 可以抑制 M₂₃C₆ 碳化物的粗化，使其更稳定。FB2 转子钢中 M₂₃C₆ 碳化物可以有效阻碍位错运动和亚晶的生长，从而提高材料的抗蠕变强度^[20-21]。

根据 630 °C 下 FB2 转子材料的持久试验结果，可得到 FB2 转子钢的 630 °C 持久应力-断裂时间曲线，如图 2 所示。从图 2 中可以看出随着持久应力的下降，断裂时间变化比较平稳，其中，260 MPa 下的断裂时间是 48 h，196 MPa 下的断裂时间是 720 h，177 MPa 下的断裂时间是 1652 h，158 MPa 下的断裂时间是 3760 h。

拟合获得等温线方程： $\sigma=10^{2.62808} t^{-0.12206}$ 。计算获得 100 h 持久应力为 242 MPa，3760 h 持久应力为 154.5 MPa，与 630 °C/158 MPa 下的 3760 h 持久寿命数据较为吻合。进一步外推 630 °C、10000 h 持久应力为 138 MPa，10⁵ h 持久应力为 104 MPa，从数据外推结果看，能够满足 630 °C/10⁵ h 持久强度外推值不小于 100 MPa 的要求。

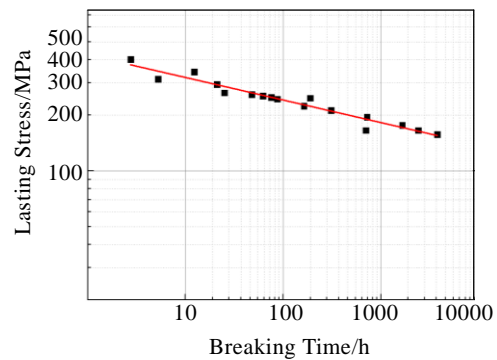


图 2 FB2 转子钢 630°C 持久应力-断裂时间曲线

Fig.2 Lasting stress-breaking time curve of FB2 rotor steel at 630 °C

2.2 FB2 转子钢 630 °C 持久断裂机制分析

高温持久试验完成后, 选取持久应力、断裂时间分别为 260 MPa、48 h, 177 MPa、1652 h, 158 MPa、3760 h 的 3 个断裂样品, 然后利用 SEM 观察不同持久应力下断口的形貌, 如图 3 所示。观察低倍形貌, 可以看出不同持久应力下断口的剪切唇区、纤维区、放射区特征都不明显, 裂纹起源的纤维区存在大量深而大的蠕变孔洞, 并且随着持久应力的下降, 断口中纤维区的比例逐渐增加, 由此可说明随着持久应力下降, 裂纹扩展速度变慢, 表现为韧性断裂。对纤维区放大观察倍数, 可见韧窝较大且深, 表明断裂前经过了充分的塑性变形。在韧窝中发现非金属夹杂物, 表明裂纹部分起源于非金属夹杂。

选取持久应力、断裂时间分别为 196 MPa、720 h, 177 MPa、1652 h, 158 MPa、3760 h 的 3 个断裂样品, 分别在其颈缩区、均匀变形区及未变形区沿横截面制样, 然后利用金相显微镜观察不同部位金相显微组织。颈缩区位置在断裂试样的断口区域发生了明显的颈缩变形, 均匀变形区在接近断口处发生了均匀的变形, 未变形区在拉伸试样的螺纹连接处, 可近似认为未发生变形。

不同应力下持久试样的颈缩区形貌见图 4a₁~4c₁。可以看出, 颈缩区发生了明显的拉伸变形, 断裂前沿存在大量拉长的孔洞, 成为二次裂纹源。由低倍组织可见, 随着断裂时间延长, 变形带逐渐拉伸变窄, 表明断裂前发生了充分的塑性变形。不同应力下持久试样的均匀变形区形貌见图 4a₂~4c₂。由图可见, 高应力下, 均匀变形区部分晶粒被拉长, 发生了塑性变形。对比不同断裂时间后的金相组织, 差别并不明显。随着时间的延长, 组织并未发生明显回复, 第二相碳化物析出增加, 粒度略有粗化。不同应力下持久试样的未变形区形貌见图 4a₃~4c₃。由图可见, 各应力下马氏体板条均较清晰, 并未发生明显回复, 随着断裂时间的延长, 碳化物析出增加, 但并未发生明显粗化。

在持久试样的颈缩区沿横截面制样, 进行 SEM 分

析, 其结果如图 5 所示。由图可见, 各应力下持久断口附近均存在大量孔洞, 这些孔洞聚集成裂纹。从图 5a₁ 和 5a₂ 中可以看出孔洞内部及附近存在非金属夹杂物和粗大第二相, 通过图 5a₂ 右上角的能谱分析可确定粗大第二相为 Laves 相, Laves 相为 (Fe,Cr)₂Mo, 可以看出部分裂纹起源于非金属夹杂物和粗大的 Laves 相。

2.3 不同持久应力条件下组织演变分析

分别在不同应力下持久试样的断口附近和夹持端 (未受应力影响, 即未变形区) 沿横截面制样并进行组织分析。图 6 为不同持久应力下断口附近的第二相形貌及 EDS 能谱分析。可以看出, 随着应力降低, 时间延长, 第二相析出含量逐渐增加, 720 h 后晶界析出相开始粗化并聚集, 随着断开时间延长, 晶内析出相尺寸略微长大, 晶界析出相尺寸明显增加, 且逐渐呈链状分布的趋势。结合析出相 (图中箭头位置) 能谱分析结果分别为 $M_{23}C_6$ 碳化物以及 Laves 相。研究表明^[22], FB2 钢中析出的 Laves 相富含 Mo, 其组织形态呈不规则状, 主要沿原奥氏体晶界析出, 且析出初期尺寸较大; $M_{23}C_6$ 碳化物沿原奥氏体晶界及马氏体板条界分布, 其组织形态主要为短棒状, 刚析出时的平均尺寸较小。因此可以说明应力作用下, 持续 720 h 后晶界处粗大的析出相为 Laves 相, 且随着应力下降, 持久寿命增加, Laves 相含量增加, 并在晶界处明显长大粗化。

图 7 为不同应力下持久试样未变形区的第二相形貌, 可以看出随着持久寿命延长, 第二相析出含量增加, 晶内析出相尺寸变化不大, 晶界析出相逐渐长大。较短断裂时间, 720 h 以内, 未变形区并未发现 Laves 相, 1652 h 后, 发现少量 Laves 相出现, 随着时间延长, Laves 相数量开始增加, 3760 h 后尺寸已较粗大, 但并未呈现链状分布特征。与断口附近的第二相形貌对比可知, 持久应力明显促进 Laves 相在晶界的析出与粗化, 但对析出相数量影响不大。尺寸较小的 Laves 相具有沉淀强化效应, 可提高材料的持久强度, 但粗大的 Laves 相的析出会使基体中 Mo 含量降低, 削弱固溶强化的作用, 这对材料的高温持久强度是不利的^[23]。

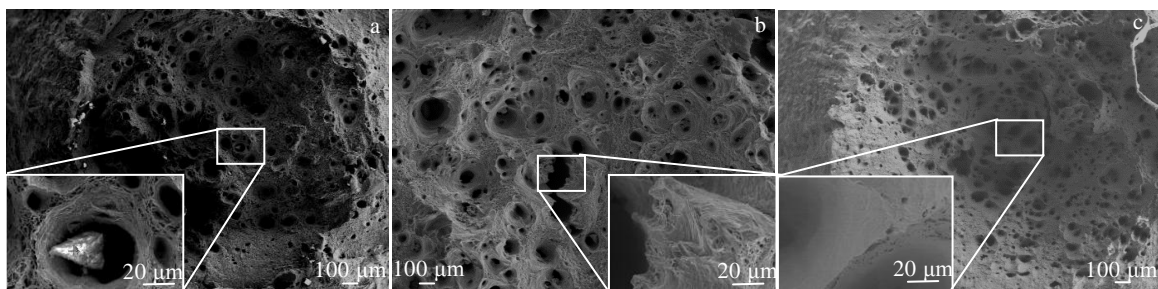


图 3 不同应力下持久试样的断口形貌

Fig.3 Fracture morphologies of durable samples under different lasting stresses: (a) 260 MPa/48 h, (b) 177 MPa/1652 h, and (c) 158 MPa/3760 h

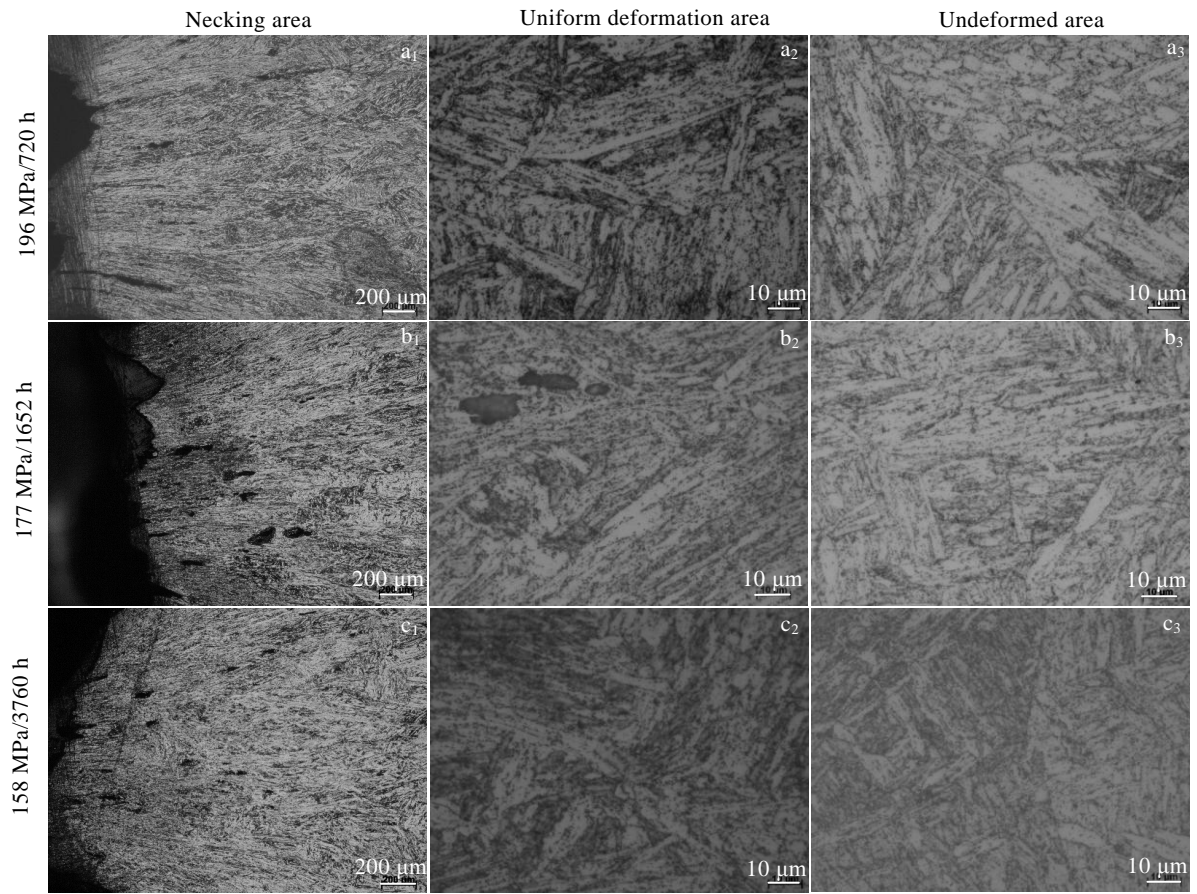


图 4 不同应力下持久试样不同区域的金相组织

Fig.4 OM microstructures of different areas of durable sample under different stresses

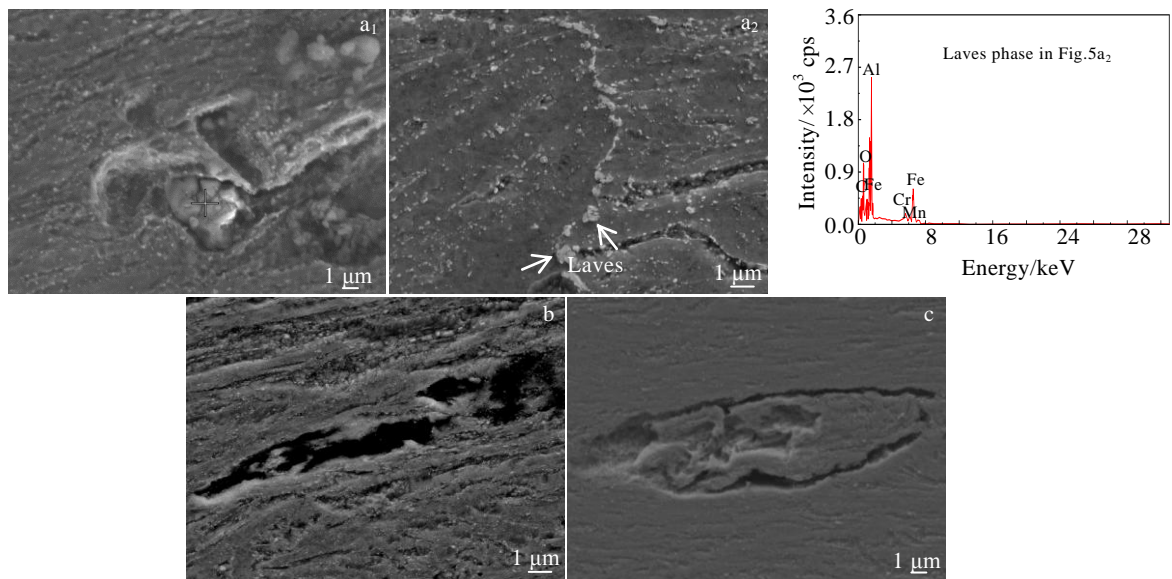


图 5 不同应力下持久试样断口附近 SEM 形貌

Fig.5 SEM fracture morphologies of durable samples under different lasting stresses: (a₁-a₂) 196 MPa/720 h, (b) 177 MPa/1652 h, and (c) 158 MPa/3760 h

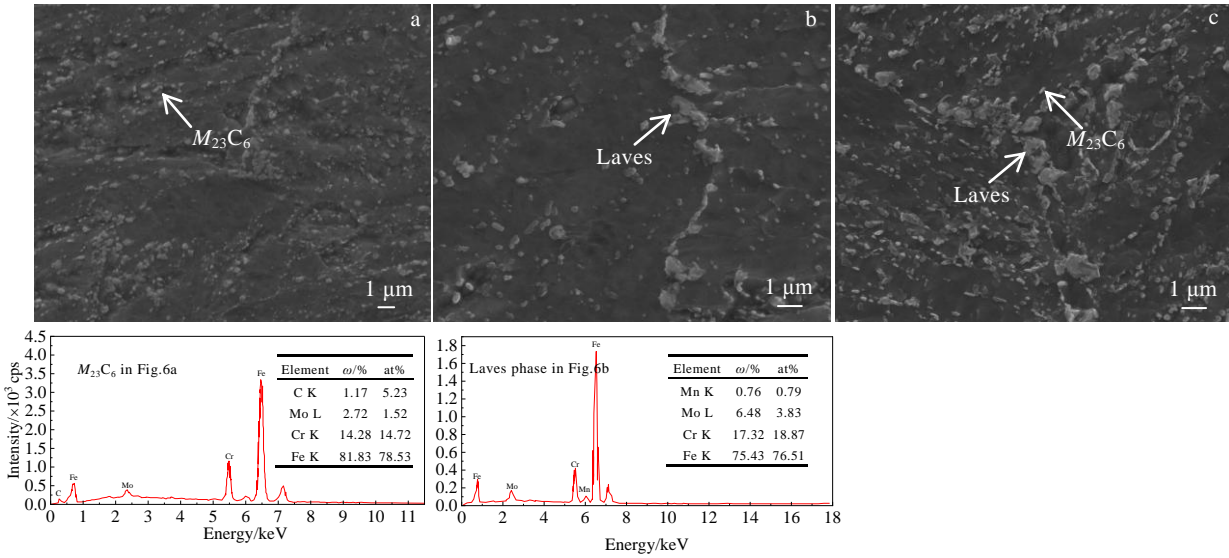


图 6 不同应力下持久试样断口附近的第二相形貌及 EDS 能谱分析

Fig.6 Second phase morphologies near the fracture and EDS analysis results of durable samples under different lasting stresses: (a) 213 MPa/309 h, (b) 196 MPa/720 h, and (c) 166 MPa/2404 h

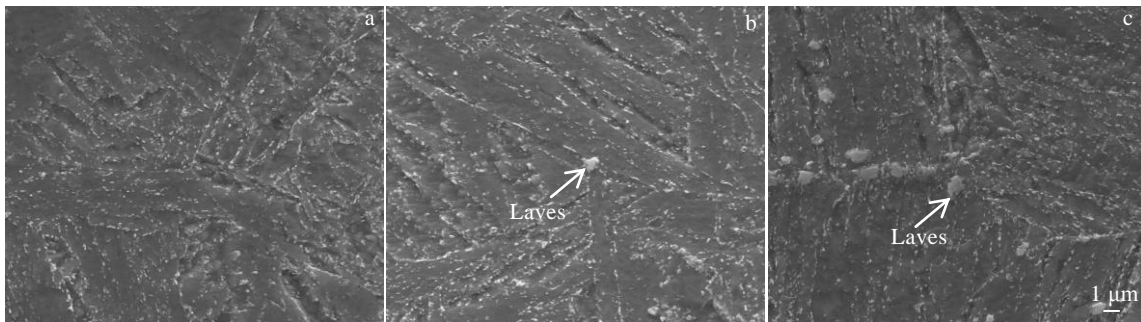


图 7 不同应力下持久试样未变形区的第二相形貌

Fig.7 Second phase morphologies of undeformed zone of durable sample under different stresses: (a) 196 MPa/720 h, (b) 177 MPa/1652 h, and (c) 158 MPa/3160 h

分别在不同应力下持久试样的变形区和未变形区沿横截面制样进行 TEM 观察。不同应力下持久试样变形区的 TEM 形貌见图 8。由图 8a 可知，196 MPa/720 h 断裂试样，变形区马氏体板条非常清晰，且具有一定的位错密度，马氏体板条界析出大量第二相碳化物(图中箭头所指)，由图上衍射斑标定结果可知，与铁素体基本呈共格，为 $M_{23}C_6$ 相。马氏体板条内也有少量析出，尺寸比较细小。由图 8b 可知，随着时间延长，177 MPa/1652 h 下断裂的试样变形区马氏体板条也较清晰，观察到的板条界 $M_{23}C_6$ 碳化物略显细小，但局部发现较大颗粒。由图 8c 可知，166 MPa/2404 h 下，持久试样变形区，板条有所宽化，且位错密度下降，析出相尺寸断续增加。由图 8d 可知，158 MPa/3760 h 下，持久试样变形区，部分板条形貌不再清晰，开始转变

为位错胞状组织，位错密度明显下降， $M_{23}C_6$ 碳化物尺寸长大显著。TEM 组织未观察到 Laves 相，可能因为 TEM 组织主要集中在原奥氏体晶界内部的马氏板条，而由前文 SEM 形貌可知，粗大的 Laves 相主要在晶界析出。由此可见，持久应力作用下，随着时间延长，马氏体板条发生分解，位错密度下降， $M_{23}C_6$ 碳化物尺寸变大。

不同应力下持久试样未变形区 TEM 组织见图 9。由图 9a 可知，720 h 下，板条清晰，位错密度非常高，板条界析出相也为 $M_{23}C_6$ 碳化物，尺寸细小，板条内析出相更加细小。随着时间延长，晶界析出含量增加，尺寸略有长大，见图 9b。由图 9c 可知，2404 h 下，开始观察到少量尺寸粗大的 $M_{23}C_6$ 碳化物，继续延长时间， $M_{23}C_6$ 相长大明显且含量增加。与未变形区原

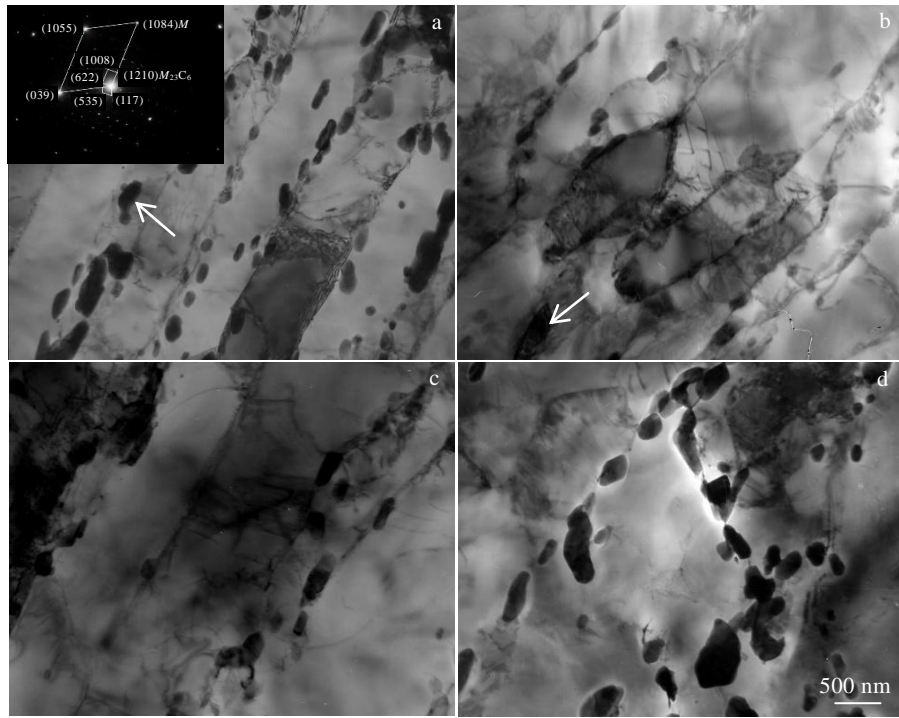


图 8 不同应力下持久试样变形区 TEM 形貌及第二相 SAED 花样

Fig.8 TEM morphologies and SAED pattern of second phase of deformation zone for durable sample under different stresses: (a) 196 MPa/720 h, (b) 177 MPa/1652 h, (c) 166 MPa/2404 h, and (c) 158 MPa/3760 h

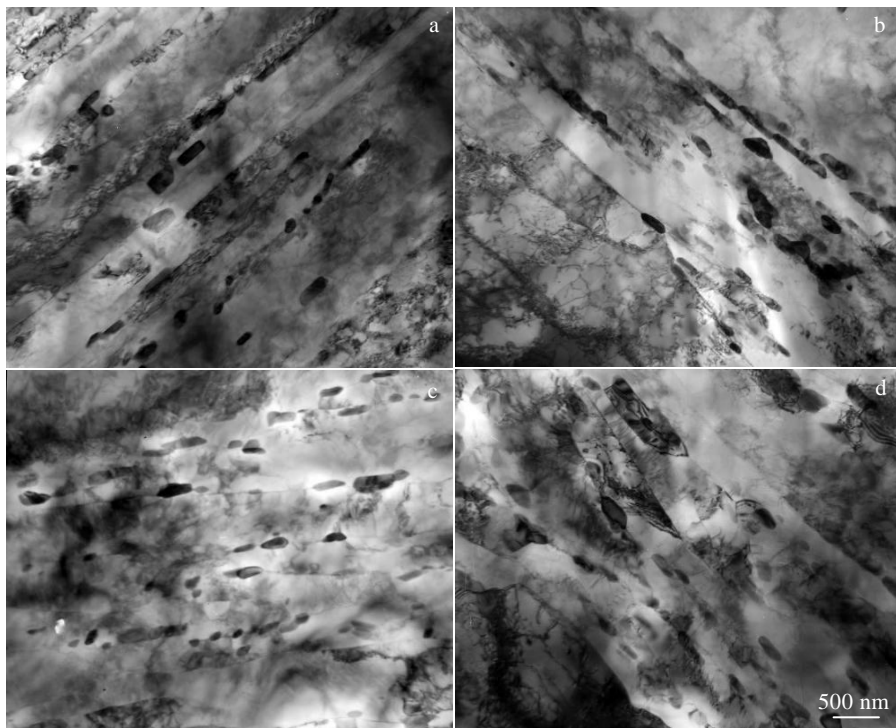


图 9 不同应力下持久试样未变形区 TEM 形貌

Fig.9 TEM morphologies of undeformed area of durable sample under different stresses: (a) 196 MPa/720 h, (b) 177 MPa/1652 h, (c) 166 MPa/2404 h, and (c) 158 MPa/3760 h

奥氏体晶界内部马氏体板条 TEM 形貌对比可知, 持久应力明显促进马氏体板条宽化及 $M_{23}C_6$ 碳化物的长大。马氏体板条的宽化与位错活动有关, 位错密度会同时降低, 这会削弱位错强化的作用, $M_{23}C_6$ 碳化物的粗化会削弱其析出强化作用。这些微观结构的变化都会导致 FB2 钢高温持久强度降低。因此, 为使 FB2 转子钢有较高的高温持久强度, 应控制材料微观结构中析出相的聚集及粗化。

3 结 论

1) FB2 转子钢为回火马氏体组织, 组织均匀, 原奥氏体晶界与晶内均析出了大量细小 $M_{23}C_6$ 碳化物。最长断裂点满足 $630\text{ }^\circ\text{C}/10^5\text{ h}$ 持久应力不小于 100 MPa 的要求。

2) 随着持久应力下降, 断裂时间延长, 裂纹扩展速度变慢, 表现为韧性断裂, 部分裂纹起源于非金属夹杂物和粗大的 Laves 相。

3) FB2 转子钢高温持久后表现出的组织演化规律为: 持久应力作用下, 随着时间延长, 马氏体板条发生分解逐渐变宽, 位错密度下降, $M_{23}C_6$ 碳化物在原奥氏体晶界和马氏体板条边界上逐渐长大, Laves 相逐渐在原奥氏体晶界上析出长大, 并聚集成链状分布。

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] Nie Yihong(聂义红), 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
- [3] Zhu B T, Zhou R C. *Chinese Journal of Electrical Engineering*[J], 2009, 29(S1): 95
- [4] 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
- [5] Wang Yu(王毓), Liu Jiangnan(刘江南), Wang Zhengpin(王正品) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3672
- [6] Gong Hu(龚虎), Liu Jiansheng(刘建生), Xu Yue(徐月) et al. *Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2017(4): 18
- [7] Bai Yaguan(白亚冠), Nie Yihong(聂义红), 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
- [8] Wrighta I G, Maziasza P J, Ellisb F V et al. *Proceedings of the 29th Internal Conference on Coal Utilization and Fuel System*[C]. Florida: US Department of Energy, 2004: 23
- [9] Lecomte Beckers J, Schubert F, Ennis P J. *Materials for Advanced Power Engineering 1998*[M]. Germany: Forschung-szentrum Juelich GmbH, 1998: 627
- [10] Masuyama F. *ISIJ International*[J], 2001, 41(6): 612
- [11] Li Yimin(李益民), Fan Changxin(范长信), Yang Baixun(杨百勋) et al. *New Heat Resistant Steel for Large Thermal Power Units*(大型火电机组用新型耐热钢)[M]. Beijing: China Electric Power Press, 2013: 56
- [12] Li Qi(李其), Chen Zhengzong(陈正宗), Jiang Xinliang(蒋新亮) et al. *Iron and Steel*(钢和铁)[J], 2021, 56(2): 40
- [13] Hald J. *Proceedings of the 8th Conference on Materials for Power Engineering*[C]. Liege, Belgium: Schriften des Forschungszentrum Julich, 2006: 917
- [14] Scarlin B, Vanstone R, Gerdes R. *Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants: Proceedings from the Fourth International Conference*[C]. South Carolina, USA: ASM International, 2004: 215
- [15] 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
- [16] Zeiler G, Bauer R, Putschoegl A. *La Metallurgia Italiana*[J], 2010(6): 33
- [17] Mei Linbo(梅林波), Shen Hongwei(沈红卫), Wang Siyu(王思玉) et al. *Thermal Turbine*(热力透平)[J], 2012, 41(3): 183
- [18] 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, 46(1): 42
- [19] 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(1): 68
- [20] Caminada S, Cumino G, Cipoua L et al. *International Journal of Pressure Vessels & Piping*[J], 2010, 87(6): 336
- [21] Kern T U, Staubli M, Mayer K H et al. *Liege, Belgium: Proceedings of the 8th Liège Conference: Materials for Advanced Power Engineering*[C]. Liege, Belgium: Siemens Materials, 2006: 843
- [22] Cui H, Sun F, Chen K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527 (29): 7505
- [23] Xiao Guohua(肖国华), Han Xuewen(韩学文), Tian Xiao(田晓) et al. *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2018, 30(10): 836

Stress Rupture Property and Microstructure Evolution of 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: The stress rupture property and related microstructure evolution of FB2 rotor steel were investigated by metallographic analysis, scanning electron microscope and transmission electron microscope. The results show that the microstructure of FB2 rotor steel is composed of tempered martensite. A large amount of fine $M_{23}C_6$ carbides precipitate on original austenite grain boundary and in grains. Decomposition and broadening of martensite lath can be found with prolonging stress rupture duration. The dislocation density decreases at the same time. Meanwhile, the $M_{23}C_6$ carbides located at grain boundary and martensite lath boundary grow. Laves phase gradually grows at original austenite grain boundary and aggregates into a chain. The microstructure evolution at high temperature can apparently influence high temperature stress rupture property. While the longest breaking point of the FB2 rotor steel can still meet the requirement that the stress is higher than 100 MPa after the stress rupture test at 630 °C for 10^5 h.

Key words: ultra-supercritical units; FB2 rotor steel; stress rupture property; microstructure evolution

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