

文章编号: 1673-3193(2023)06-0692-07

奥氏体化温度对铁素体耐热钢时效过程中 微观组织演化的影响

高俊华¹, 杜云飞², 赵宇³, 李国栋¹, 周晓胜¹

(1. 中北大学创新创业学院, 山西太原 030051; 2. 太原工业学院机械工程系, 山西太原 030008;
3. 中农北极星(天津)智能农机装备有限公司, 天津 300480)

摘要: 奥氏体化温度对铁素体耐热钢中 δ -铁素体的调控具有重要影响。为阐明铁素体耐热钢中 δ -铁素体的热稳定性, 本文研究了不同奥氏体化温度(1 050 °C和1 200 °C)对新型铁素体耐热钢650 °C时效过程中微观组织演化的影响, 采用光学显微镜、扫描电子显微镜和透射电子显微镜对不同热处理状态下新型铁素体耐热钢的基体组织及第二相颗粒进行了多尺度表征。实验结果表明: 随着奥氏体化温度的升高, 铁素体耐热钢中 δ -铁素体含量增多, δ -铁素体内部有针状MX相形成。在2 000 h时效后, 金属间化合物Laves相在原奥氏体晶界、马氏体板条界、 δ -铁素体晶界或 δ -铁素体内部形核, 大尺寸 $M_{23}C_6$ 碳化物对Laves相形核具有促进作用, Laves相尺寸随奥氏体化温度的升高而增大。奥氏体化温度对时效过程中 $M_{23}C_6$ 碳化物及MX碳氮化物尺寸变化的影响较小。时效过程中, MX碳氮化物的热稳定性优于 $M_{23}C_6$ 碳化物及Laves相。

关键词: 铁素体耐热钢; Laves相; δ -铁素体; 碳化物

中图分类号: TG142.73

文献标识码: A

doi: 10.3969/j.issn.1673-3193.2023.06.014

Effects of Austenitizing Temperature on the Microstructure Evolution of Modified Ferritic Heat Resistant Steel Upon Aging Treatment

GAO Junhua¹, DU Yunfei², ZHAO Yu³, LI Guodong¹, ZHOU Xiaosheng¹

(1. School of Innovation and Entrepreneurship, North University of China, Taiyuan 030051, China;
2. Department of Mechanical Engineering, Taiyuan Institute of Technology, Taiyuan 030008, China;
3. CA-Polaris Co., Ltd., Tianjin 300480, China)

Abstract: Austenitizing temperature has significant effects on the regulation of δ -ferrite in ferritic heat resistant steels. To clarify the thermal stability of δ -ferrite in ferrite heat-resistant steels, this work has studied the influence of austenitizing temperature (1 050 °C and 1 200 °C) on the microstructure evolution of modified ferritic heat resistant steel upon aging treatment at 650 °C. By the means of optical microscope, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy, the matrix structure and second phases particles of the modified ferritic heat resistant steel under various conditions were examined. The results indicate that the amount of δ -ferrite increases with the austenitizing temperature increasing, and needle-like MX is formed within the δ -ferrite. Laves phase is distributed along prior austenite grain boundaries, martensitic lath boundaries, δ -ferrite boundaries or within δ -ferrite interior, at the aging time of 2 000 h. Large-sized $M_{23}C_6$ has a beneficial effect on the nucleation of Laves phase. The size of Laves phase increases with the increase of austenitizing temperature. Austenitizing temperature has stronger effect on the size of Laves phase than those of $M_{23}C_6$ and MX carbonitrides. MX carbonitrides have better thermal stability than Laves phase and $M_{23}C_6$.

Key words: ferritic heat resistant steel; Laves phase; δ -ferrite; carbides

收稿日期: 2023-07-31

基金项目: 中北大学重点实验室研究基金资助项目(202104010910020), 山西省研究生创新项目(2023KY576)

作者简介: 高俊华(1972—), 男, 实验师, 主要从事金属材料热处理及难加工材料切削加工方面的研究。

通信作者: 杜云飞(1988—), 男, 讲师, 博士, 主要从事高性能金属结构材料的热处理及热加工方面的研究。

0 引言

随着环境污染和能源消耗问题的日益加剧,我国正在大力发展光、风、水电等新能源形式。但是,火力发电仍然是我国最主要的发电方式,并将长期保持主导地位^[1]。超(超)临界火力发电技术是通过提高常规发电机组的蒸汽参数来提高燃料资源利用效率,同时配合新型环保装置的一项技术,是目前世界上成熟、先进、高效的发电技术。超(超)临界机组在设计和制造技术上难度都很高,需掌握的关键技术很多,但最关键的还是低成本、易加工、强韧性高的材料的开发。由于火电机组锅炉、蒸汽管道、再热器等部件工作环境恶劣,需长期承受很高的温度和蒸汽压力作用,以及机组频繁的开机和关机的影响,这就要求制备这些部件的耐热钢同时具备高的蠕变强度、高的导热能力、低的热膨胀性以及良好的耐腐蚀性^[2-5]。相比铁素体耐热钢,奥氏体耐热钢具有更高的高温强度、更为优异的成形性,但是奥氏体耐热钢也存在成本高、导热系数低、热膨胀系数大等不足,导致其抗热疲劳性能差,并且在某些环境下易产生晶间腐蚀等问题^[6]。

国际上对火力发电机组用钢的研发主要集中于铁素体耐热钢,尤其是 Cr 的质量分数为 9%~12% 的铁素体耐热钢以其优良的综合性能而被广泛应用于高蒸汽参数发电机组。铁素体耐热钢的常规热处理工艺为正火+回火,微观组织特征为回火马氏体, $M_{23}C_6$ ($M=Fe, Cr$) 主要沿原奥氏体晶界及马氏体板条界析出, MX ($M=V, Nb; X=C, N$) 碳氮化物主要于马氏体板条内析出^[7-13]。目前,国内外有关铁素体耐热钢的研究报道主要集中于强化机制、析出相的演化及其对高温蠕变性能的影响等方面,对耐热钢中 δ 铁素体含量控制的关键技术尚未进行系列研究,同时, δ 铁素体对耐热钢微观组织的影响规律等关键问题尚未澄清。

奥氏体化温度对铁素体耐热钢中 δ 铁素体的含量及尺寸均有显著影响。 δ 铁素体的含量一般随着奥氏体化温度的升高而增多。此外,铁素体耐热钢焊接过程中,接头不同区域的峰值温度不同,也将导致焊接热影响区不同区域的 δ 铁素体分布及力学性能存在较大差异^[14-17]。关于奥氏体化温度对铁素体耐热钢中 δ 铁素体的含量和分布已有系统研究,但是对于 δ 铁素体在时效过程中的微观组织演化鲜有报道,因此,本文通过改变铁素体耐热钢的奥氏

体化温度,对其 δ 铁素体进行调控,并系统研究了时效过程中 δ 铁素体对不同析出相的影响,这将有助于进一步深入认识 δ 铁素体对铁素体耐热钢微观组织热稳定性影响的规律,为耐热钢中 δ 铁素体的含量控制提供依据和指导。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料

实验材料为热轧态新型铁素体耐热钢,其实测合金元素各成分的质量分数分别为 $w_{Fe}=85.75\%$, $w_{Cr}=9.82\%$, $w_C=0.06\%$, $w_W=1.69\%$, $w_{Mn}=0.49\%$, $w_V=0.21\%$, $w_{Nb}=0.07\%$, $w_{Co}=1.46\%$, $w_{Ti}=0.01\%$, $w_B=0.0044\%$, $w_{Cu}=0.04\%$, $w_{Ni}=0.03\%$, $w_N=0.014\%$, $w_{Mo}=0.35\%$ 。相比传统的 P91 和 P92 钢,本研究中所涉及的新型铁素体耐热钢的碳含量较低,以降低 $M_{23}C_6$ 的粗化速率;添加了一定量的 Co,以促进沉淀相析出,改善高温抗蠕变性能;B 可以显著提高钢的蠕变强度、提高硬化能力、增强晶界强度,但是,过高的 B 会降低塑性和韧性;Cu 可作为纳米颗粒,用于强化基体。

1.2 实验方法

铁素体耐热钢从室温分别加热至 1 050 °C 和 1 200 °C,保温 20 min 后空冷,随后在 750 °C 回火 40 min,经正火+回火后的试样在 650 °C 分别时效 100 h 和 2 000 h,以探究时效过程中微观组织的演化。微观形貌分析通过光学显微镜(Optical Microscope, OM)、HITACHI SU1510 钨灯丝扫描电子显微镜(Scanning Electron Microscopy, SEM)和 2100F 场发射透射电子显微镜(Transmission Electron Microscopy, TEM)完成。对于光镜和扫描电镜制样,将时效后的试样进行研磨、抛光和侵蚀,侵蚀剂为 $FeCl_3/HCl$ 溶液(20 mL 浓 $HCl+100$ mL 水+5 g $FeCl_3$)。透射电镜制样采用双喷减薄法制备,在时效块体上截取 0.3 mm 厚的薄片,人工打磨至 50 μm 左右的厚度后,铰成直径为 3 mm 的圆片,在双喷电解仪减薄至出现第一个穿孔即可,双喷液为体积分数为 5% 的高氯酸酒精溶液,电解温度为 -20 °C~ -30 °C。

2 实验结果与讨论

2.1 正火+回火态的显微组织特征

奥氏体化温度对新型铁素体耐热钢正火态和

回火态微观组织的影响已在前期进行了详细研究,参见文献[18]。随着奥氏体化温度的提高, δ -铁素体的含量增高,马氏体板条宽度增大。当奥氏体化温度由1 050 °C升高至1 100 °C时,回火过程中析出 $M_{23}C_6$ 的平均颗粒尺寸增大;奥氏体化温度由1 100 °C升高至1 200 °C时, $M_{23}C_6$ 的平均颗粒尺寸减小。回火过程中 δ -铁素体内部有MX相析出。奥氏体化温度为1 050 °C时, δ -铁素体内部的MX相为粒状。奥氏体化温度由1 100 °C升高至1 200 °C时, δ -铁素体内部针状MX相增多。针状MX相尺寸随奥氏体化温度的升高而增大,析出密度降低。

2.2 650 °C时效100 h后的显微组织特征

图1所示为不同奥氏体化温度处理的铁素体耐热钢在650 °C时效100 h后的光镜照片。

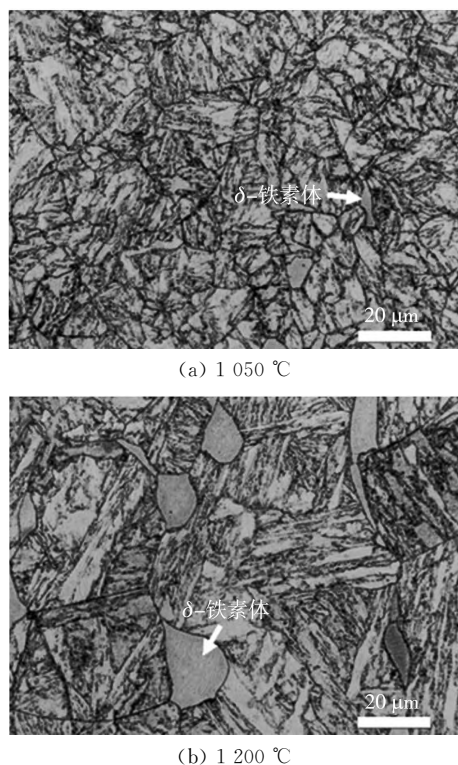
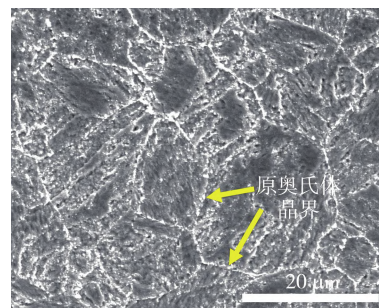


图1 不同奥氏体化温度处理的铁素体耐热钢在650 °C时效100 h后的光镜照片

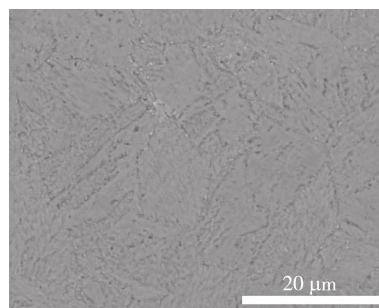
Fig. 1 OM micrographs of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 °C for 100 h with different austenitizing temperatures

经100 h时效处理后,基体的微观组织特征与正火+回火态基本保持一致,原奥氏体晶粒尺寸及 δ -铁素体含量、尺寸无显著变化。图2所示为奥氏体化温度为1 050 °C和1 200 °C下时效100 h的二次电子像和背散射电子像。在原奥氏体

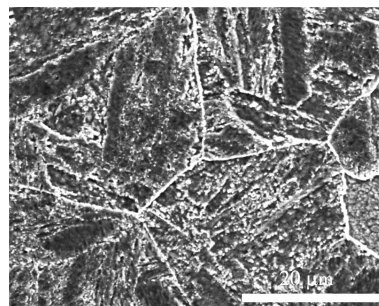
晶界、马氏体板条块/堆界上均可以观察到 $M_{23}C_6$ 颗粒。背散射电子像可以反映合金元素的分布状况,分别对比图2(a)和图2(b),可以看出,在650 °C时效100 h后, $M_{23}C_6$ 的背散射电子像衬度与基体无显著差异, $M_{23}C_6$ 的合金成分未出现显著变化。



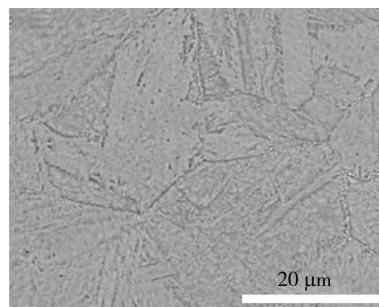
(a) 1 050 °C, 二次电子像



(b) 1 050 °C, 背散射电子像



(c) 1 200 °C, 二次电子像



(d) 1 200 °C, 背散射电子像

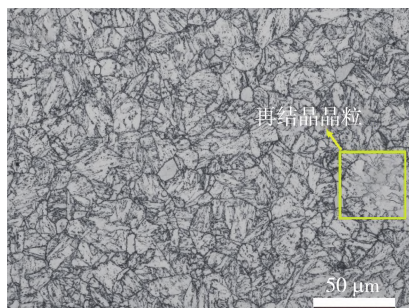
图2 不同奥氏体化铁素体耐热钢在650 °C时效100 h后的二次电子像和背散射电子像

Fig. 2 Secondary electron images and backscatter electron images of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 °C for 100 h with different austenitizing temperatures
时效温度650 °C低于新型铁素体耐热钢的

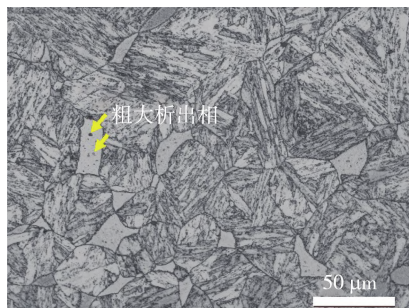
A_{c1} 点,同时低于铁素体耐热钢回火温度,由于时效时间较短,因此,在 100 h 时效过程中并未观察到明显的微观组织变化。当奥氏体化温度为 1 200 °C 时, δ -铁素体的体积分数为 9.7%。虽然 δ -铁素体中 Cr、W、Mo 含量较高,但是在 δ -铁素体中并未有新相析出,这主要与 650 °C 下合金元素扩散速率较低、时效时间较短有关。

2.3 650 °C 时效 2 000 h 后的显微组织特征

当时效时间由 100 h 延长至 2 000 h 后,马氏体板条出现了明显的回复、再结晶现象,如图 3(a)方框内部所示。值得注意的是,奥氏体化温度为 1 200 °C 处理的试样经 2 000 h 时效后,马氏体板条特征仍保留完好,如图 3(b)所示。



(a) 1 050 °C



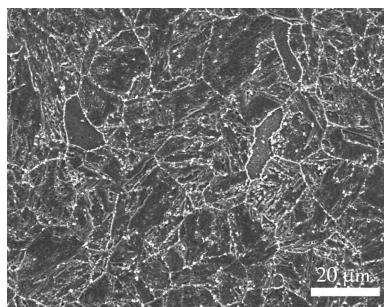
(b) 1 200 °C

图 3 不同奥氏体化温度处理的铁素体耐热钢在 650 °C 时效 2 000 h 后的光镜照片

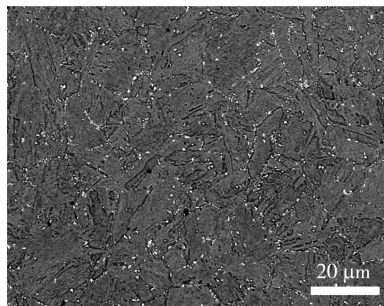
Fig. 3 OM micrographs of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 °C for 2 000 h with different austenitizing temperatures

铁素体耐热钢经较高的奥氏体化温度处理后,其马氏体板条的组织热稳定性提升,有利于铁素体耐热钢蠕变性能的提升^[19]。图 4 为 1 050 °C 和 1 200 °C 奥氏体化铁素体耐热钢在 650 °C 时效 2 000 h 后的二次电子像和背散射电子像。相比时效 100 h 后的显微组织,2 000 h 时效后原奥氏体晶界、马氏体板条块/堆界面上的析出相尺寸更为粗大。同时,在 δ -铁素体内部亦有粗大的析出相生成。在背散射电子成像模式下,上述粗大析出

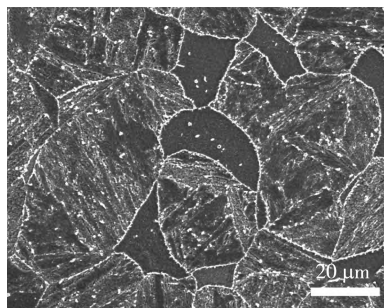
相的衬度更高,意味着更高的合金元素含量。



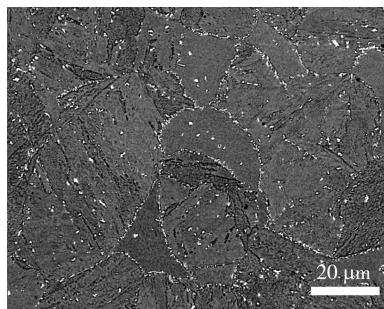
(a) 1 050 °C, 二次电子像



(b) 1 050 °C, 背散射电子像



(c) 1 200 °C, 二次电子像



(d) 1 200 °C, 背散射电子像

图 4 不同奥氏体化铁素体耐热钢在 650 °C 时效 2 000 h 后的二次电子像和背散射电子像

Fig. 4 Secondary electron images and backscatter electron images of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 °C for 2 000 h with different austenitizing temperatures

由图 2 可知,在背散射电子成像模式下, $M_{23}C_6$ 的衬度与基体无显著差异。因此,在时效 2 000 h 过程中形成了新的粗大析出相。奥氏体化温度分别为 1 050 °C 和 1 200 °C 时,根据 SEM 观察统计表明,新形成析出相的平均长度分别为

0.9 μm 和 1.2 μm 。

图 5(a) 为 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化铁素体耐热钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时效 2 000 h 后的 TEM 照片, 图中尺寸为 560 nm 粗大析出相的选取电子衍射斑如图 5(b) 所示。

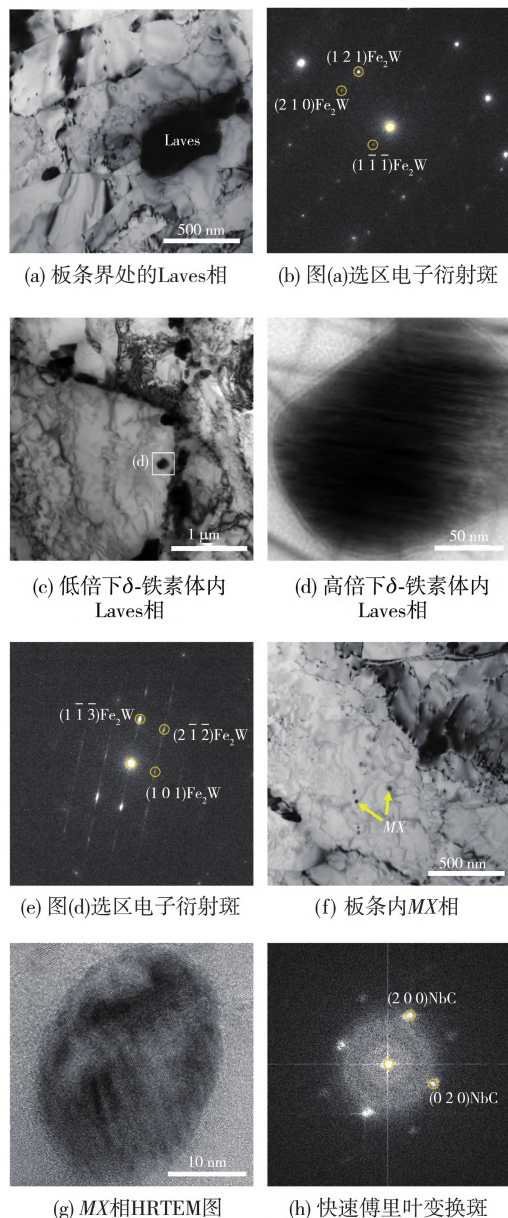


图 5 1 050 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化铁素体耐热钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时效 2 000 h 后的 TEM 照片

Fig. 5 TEM micrographs of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 $^{\circ}\text{C}$ for 2 000 h with austenitizing temperature of 1 050 $^{\circ}\text{C}$

根据电子衍射斑标定, 该粗大析出相为 Laves 相。Laves 相是铁素体耐热钢在长时服役过程中析出的一类金属间化合物, 其化学组成为 $(\text{Fe}, \text{Cr})_2(\text{Mo}, \text{W})$ 。根据热力学计算, Laves 相的溶解温度约为 700 $^{\circ}\text{C}$ [20-21]。本研究中, 时效温度为 650 $^{\circ}\text{C}$,

低于 Laves 相的固溶温度。在长时时效过程中, 合金元素沿晶界扩散较快, 同时 δ -铁素体内部的 Cr、Mo、W 合金元素含量较高, 因此, Laves 相主要在原奥氏体晶界、 δ -铁素体晶界、马氏体板条界及 δ -铁素体内部形核。

图 5(c) 所示为沿 δ -铁素体晶界附近析出的 Laves 相, 图 5(d) 为图 5(c) 中所选 Laves 相的放大图, 其长度为 185 nm。可以看出, 在 Laves 相内部存在高密度层错, 因此, 其电子衍射斑呈条纹状特征 [22], 如图 5(e) 所示。在马氏体板条内部可观察到纳米级 MX 相, 如图 5(f) 所示。图 5(g) 和图 5(h) 分别为 MX 相的高分辨透射电子 (High Resolution Transmission Electron Microscope, HRTEM) 像及快速傅里叶变换斑, 该 MX 相被标定为 NbC, 颗粒尺寸为 32 nm。

图 6 为 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化铁素体耐热钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时效 2 000 h 后的 TEM 照片。

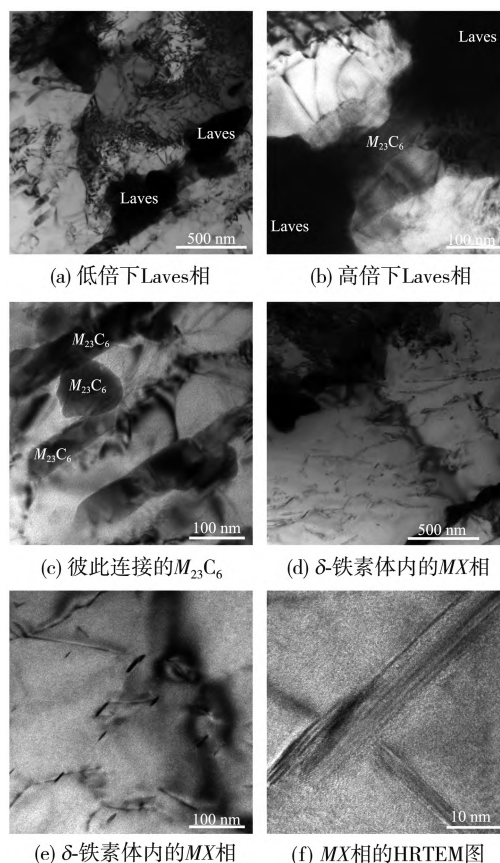


图 6 1 200 $^{\circ}\text{C}$ 奥氏体化铁素体耐热钢在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时效 2 000 h 后的 TEM 照片

Fig. 6 TEM micrographs of ferritic heat resistant steels upon aging treatment at 650 $^{\circ}\text{C}$ for 2 000 h with austenitizing temperature of 1 200 $^{\circ}\text{C}$

图 6(a) 所示为两个相邻的 Laves 相, 相邻两个 Laves 相之间由 $M_{23}C_6$ 连接, 如图 6(b) 所示。

图 6(c)所示为条状 $M_{23}C_6$ 被粒状 $M_{23}C_6$ 连接, 相互连接的 $M_{23}C_6$ 可合并生长, 导致 $M_{23}C_6$ 的粗化, 同时弱化其对晶界的钉扎作用。图 6(d)~图 6(e)为 δ -铁素体中的 MX 相及 HRTEM 图, MX 相平均宽度为 5.2 nm。

随着奥氏体化温度升高, δ -铁素体含量的增多, δ -铁素体内部析出的 Laves 相逐渐增多。Laves 相的形成将消耗 Fe、Cr、Mo 和 W 合金元素, 降低上述合金元素的固溶强化效果。同时, 由于 Laves 相的尺寸较大, 对晶界和位错的钉扎作用较小, 服役过程中, 晶界及相界处粗大的 Laves 相易作为裂纹萌生位置^[23-24]。因此, 大量粗大 Laves 相的生成不利于新型铁素体耐热钢高温服役性能的提升。

时效过程中, 由于 Ostwald 熟化机制, 细小的 $M_{23}C_6$ 溶解, $M_{23}C_6$ 的数密度显著降低, 但是, 并未观察到 $M_{23}C_6$ 尺寸的显著粗化。值得注意的是, Laves 相的形核与 $M_{23}C_6$ 存在一定联系, 如图 6(b)所示。时效过程中, $M_{23}C_6$ 中 Cr 的富集会导导致 $M_{23}C_6$ 附近 Mo、W 的富集, 促进 Laves 相形成。Si 和 P 元素的富集对 Laves 相的形成亦有关键作用^[21,25-26]。由于合金元素的重新排列, Laves 相在生长过程中将会消耗 $M_{23}C_6$ ^[20-21]。因此, 时效过程中粗化的 $M_{23}C_6$ 可被 Laves 相所包围, 故未观察到 $M_{23}C_6$ 尺寸的显著粗化。

当奥氏体化温度由 1 050℃ 升高至 1 200℃ 时, Laves 相的平均长度由 0.9 μm 增大至 1.2 μm 。随着奥氏体化温度的升高, 晶粒尺寸及板条尺寸增大, Laves 相的形核位点减少, 故其尺寸增大。 δ -铁素体内部的针状 MX 相宽度远小于马氏体板条中的粒状 MX 相。由于 MX 相的高热稳定性, 长时效过程中 δ -铁素体内部的针状 MX 相的尺寸变化较小。但是, MX 相在 δ -铁素体内部形核长大将降低马氏体基体中 V、Nb 等 MX 相形成元素的含量, 不利于马氏体基体强度的提高。

综上所述, 随着奥氏体化温度的升高, 新型铁素体耐热钢中 δ -铁素体含量增多, 由于 δ -铁素体内部铁素体稳定化元素含量较高, 将促进时效过程中 Laves 相在 δ -铁素体晶界及内部析出, 使得 Laves 相含量增多。虽然时效过程中 $M_{23}C_6$ 发生粗化, 但是 $M_{23}C_6$ 中 Cr 的富集亦会促进其附近 Laves 相的形成, 使粗大的 $M_{23}C_6$ 逐渐被 Laves 相吞没, 因此, 在 100 h 和 2 000 h 时效后, 并未

观察到 $M_{23}C_6$ 的显著粗化。马氏体基体中的粒状 MX 相及 δ -铁素体内部的针状 MX 相均具有较高的热稳定性, 长时效过程中尺寸无显著变化。

3 结 论

1) 奥氏体化温度对正火回火后铁素体耐热钢中 δ -铁素体的含量及分布具有显著影响;

2) 新型铁素体耐热钢在 650℃ 时效 2 000 h 后, Laves 相沿原奥氏体晶界、马氏体板条界、 δ -铁素体晶界及 δ -铁素体内部分布。Laves 相尺寸远大于 $M_{23}C_6$, 可达微米级。随着奥氏体化温度的升高, δ -铁素体含量增多, Laves 相尺寸呈增大趋势;

3) 时效过程中 $M_{23}C_6$ 亦可促进 Laves 相的形核析出。相比 $M_{23}C_6$ 和 Laves 相, 马氏体板条内部的粒状 MX 相及 δ -铁素体内部的针状 MX 相均具有更高的热稳定性。

参考文献:

- [1] 李君, 吴少华, 李振中. 超超临界燃煤发电技术是我国目前发展洁净煤发电技术的优先选择[J]. 中国电力, 2004, 37(9): 13-17.
LI Jun, WU Shaohua, LI Zhenzhong. Ultra-supercritical pressure coal-fired power generation technology is the preferential choice for China to develop clean coal power generation technology at present[J]. Electric Power, 2004, 37(9): 13-17. (in Chinese)
- [2] MASUYAMA F. History of power plants and progress in heat resistant steels[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 612-625.
- [3] ABE F. Research and development of heat-resistant materials for advanced USC power plants with steam temperatures of 700℃ and above[J]. Engineering, 2015(2): 211-224.
- [4] YAGI K, ABE F. Creep-resistant steels[M]. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2008.
- [5] DAVISON J. Performance and costs of power plants with capture and storage of CO_2 [J]. Energy, 2007, 32(7): 1163-1176.
- [6] ZHAO Y, LIU H L, WEI L L, et al. An overview on the novel heat-resistant ferritic stainless steels[J]. Tungsten, 2023(5): 467-480.
- [7] ABE F. Precipitate design for creep strengthening of 9% Cr tempered martensitic steel for ultra-supercritical power plants[J]. Science and Technology of Ad-

- vanced Materials, 2008, 9(1): 013002.
- [8] ZHANG J W, YU L M, GAO Q Z, et al. Tailoring the tempered microstructure of a novel martensitic heat resistant steel G115 through prior cold deformation and its effect on mechanical properties[J]. Materials Science and Engineering A, 2022, 841: 143015.
- [9] LIU Z, LIU Z D, WANG X T, et al. Evolution of the microstructure in aged G115 steels with the different concentration of tungsten[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 729: 161-169.
- [10] XU Y T, ZHANG X Y, TIAN Y B, et al. Study on the nucleation and growth of $M_{23}C_6$ carbides in a 10% Cr martensite ferritic steel after long-term aging [J]. Materials Characterization, 2016, 111: 122-127.
- [11] YIN F S, JUNG W S, CHUNG S H. Microstructure and creep rupture characteristics of an ultra-low carbon ferritic/martensitic heat-resistant steel [J]. Scripta Materialia, 2007, 57(6): 469-472.
- [12] XU Y T, LI W, WANG M J, et al. Nano-sized MX carbonitrides contribute to the stability of mechanical properties of martensite ferritic steel in the later stages of long-term aging[J]. Acta Materialia, 2019, 175: 148-159.
- [13] YAN P, LIU Z D, BAO H S, et al. Effect of normalizing temperature on the strength of 9Cr-3W-3Co martensitic heat resistant steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 597: 148-156.
- [14] LIU Y, TSUKAMOTO S, SHIRANE T, et al. Formation mechanism of type IV failure in high Cr ferritic heat-resistant steel-welded joint[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2013, 44 (10): 4626-4633.
- [15] ZHANG J W, YU L M, GAO Q Z, et al. Development of weld filler material to match the advanced martensitic heat resistance steel G115 and tailoring the performance by tempering temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 21: 2515-2531.
- [16] PANDEY C, MAHAPATRA M M, KUMAR P, et al. Role of evolving microstructure on the mechanical behaviour of P92 steel welded joint in as-welded and post weld heat treated state[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 263: 241-255.
- [17] PANDEY C, MAHAPATRA M M, KUMAR P. Effect of post weld heat treatments on fracture frontier and type IV cracking nature of the crept P91 welded sample[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 731: 249-265.
- [18] ZHOU X S, LIU Y C, LIU C X, et al. Austenitizing temperature effects on the martensitic transformation, microstructural characteristics, and mechanical performance of modified ferritic heat-resistant steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(8): 3525-3538.
- [19] ABE F. Coarsening behavior of lath and its effect on creep rates in tempered martensitic 9Cr-W steels[J]. Materials Science and Engineering A, 2004, 387-389: 565-569.
- [20] CUI H R, SUN F, CHEN K, et al. Precipitation behavior of Laves phase in 10% Cr steel X12CrMoWVNbN10-1-1 during short-term creep exposure [J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527(29): 7505-7509.
- [21] YIN H F, GE W Q, YIN F S, et al. Effect of stress on the nucleation and evolution of Mo-rich Laves phase in 9.5Cr-1.5MoCoVNbNB heat-resistant steel during tensile rupture at 620 °C [J]. Materials Characterization, 2023, 196: 112565.
- [22] LI Q. Precipitation of Fe_2W laves phase and modeling of its direct influence on the strength of a 12Cr-2W steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2006, 37(1): 89-97.
- [23] ZHAO H C, WANG Z X, HAN X, et al. Effect of long-term aging on the microstructural evolution in a P91 steel[J]. Materials, 2022, 15(8): 2847.
- [24] FISCHER T, KUHN B. Active crack obstruction mechanisms in Crofer 22H at 650 °C [J]. Materials, 2022, 15(18): 6280.
- [25] ISIK M I, KOSTKA A, YARDLEY V A, et al. The nucleation of Mo-rich Laves phase particles adjacent to $M_{23}C_6$ micrograin boundary carbides in 12% Cr tempered martensite ferritic steels[J]. Acta Materialia, 2015, 90: 94-104.
- [26] ZHAO H C, HAN X, WANG M J, et al. Effect of long-term thermal aging on microstructure evolution and creep deformation behavior of a novel 11Cr-3W-3Co martensite ferritic steel[J]. Materials, 2022, 15(10): 3659.