



热处理工艺对高铬低活化铁素体-马氏体钢力学性能的影响

孙文强^{1,2}, 周 珠^{1,2}, 徐阿敏², 王峭兵^{1,2}, 苏 诚^{1,2}, 沈 强^{1,3}

(1 浙江久立金属材料研究院有限公司, 湖州 313028; 2 浙江久立特材科技股份有限公司, 湖州 313028;
3 湖州师范学院, 湖州 313000)

摘 要:铁素体-马氏体钢抗辐照性能优越, 是用于辐照剂量较高的新型核电反应堆型结构件的候选材料。苛刻的服役环境要求铁素体-马氏体钢具有良好的综合力学性能、合适的晶粒度以及较少的内部缺陷。研究了正火+回火的热处理工艺对新成分铁素体-马氏体钢力学性能和微观晶粒组织演化的影响。采用 Thermo-Calc 热力学软件计算了不同相态的体积比例并与试验结果进行对比, 发现两相比比例变化的计算结果与试验结果高度一致。正火处理后, 材料的抗拉强度和屈服强度受两相比比例的影响权重最大。结果表明, 采用 1 080 °C 正火+670 °C 回火热处理的高铬铁素体-马氏体钢的抗拉强度为 903 MPa, 屈服强度为 732 MPa, 材料的综合性能最佳。

关键词:铁素体-马氏体钢; 屈服强度; 正火; 回火; $M_{23}C_6$; 热力学计算

DOI:10.20057/j.1003-8620.2023-00171 **中图分类号:**TG230.2

Effect of Heat Treatment Process on Mechanical Properties of High Chromium Low Activated Ferritic-martensitic Steel

Sun Wenqiang^{1,2}, Zhou Zhu^{1,2}, Xu Amin², Wang Shaobing^{1,2}, Su Cheng^{1,2}, Shen Qiang^{1,3}

(1 Zhejiang Jiuli Metal Materials Research Institute Co., Ltd., Huzhou 313028, China; 2 Zhejiang Jiuli Hi-Tech Metals Co., Ltd., Huzhou 313028, China; 3 Huzhou University, Huzhou Zhejiang 313000, China)

Abstract: Ferritic-martensitic steel is a kind of steel with excellent anti-radiation properties, which is one of superior candidate materials for structural components of the new generation of nuclear reactors with high radiation doses. The harsh service environment requires that ferritic-martensitic steel has good comprehensive mechanical properties, suitable grain size and few internal defects. In this paper, the effects of normalizing and tempering heat treatment on mechanical properties and microstructure evolution of new composition ferritic-martensitic steel were studied. At the same time, the Thermo-Calc software is used to calculate the volume proportion of different phase states and compare it with the experimental results, it finds that the calculated results of the two-phase ratio change are highly consistent with the experimental results. After normalizing treatment, the tensile strength and yield strength of the material are mainly affected by the ratio of two phases. The results show high-martensitic steel treated with 1 080 °C normalizing + 670 °C tempering heat has a tensile strength of 903 MPa and yield strength of 732 MPa, showing the best comprehensive performance of the materials.

Key Words: Ferritic-martensitic Steel; Yield Strength, Normalizing; Tempering; $M_{23}C_6$; Thermodynamic Calculation

低活化铁素体-马氏体钢(Reduced Activation Ferritic-Martensitic Steel, 简称 RAFM 钢)具有高热导率、低热膨胀系数、力学性能优越等特点, 同时具有良好的抗辐照肿胀率, 被广泛应用于火电和核电领域^[1-3]。在核电领域, 低活化铁素体-马氏体钢被考虑应用于辐照剂量更高的新一代堆型中作为堆芯结构部件, 对钢材的性能提出了更高的要求^[4-5]。

Cr 是 RAFM 钢中含量最高且最主要的合金元素, 通常含量在 9%~12%。目前主流的 RAFM 钢中 Cr 含量在 9% 左右, 其中具有代表性的钢种包括日本的 F82H 钢^[6]、美国的 9Cr-2 WVTa 钢^[7]、欧洲的

EUROFER97 钢^[8-9]以及中国的 CLAM 钢^[10](China Low Activation Martensite Steel)等。然而上述 9Cr 的 RAFM 钢在服役温度高于 600 °C 的工况下, 其蠕变性能会发生明显下降。为了进一步提升 RAFM 钢在高温环境下的服役性能, 科学家提出并开发了高 Cr (11Cr) 铁素体马氏体钢, 如日本 SAVE12 铁素体/马氏体钢^[11]和俄罗斯的 ЭП450 铁素体/马氏体钢^[12-13]。但是, 当 $w[Cr]$ 高于 10% 后, RAFM 钢中的 δ 铁素体含量会明显升高, 同样可能影响其服役性能。

本文在参考 SAVE12 钢和 ЭП450 钢的基础上, 为提高抗辐照性能, 采取进一步降低 Mo、Nb 等高活

化元素的含量,制备获得一种高 Cr 的低活化铁素体/马氏体钢管材。在热处理加工过程中,参考了其他低活化铁素体/马氏体钢常用的热处理方式^[14-15],主要采用正火+回火的处理方式。正火温度为 900 ~ 1 250 °C,回火温度为 550 ~ 750 °C。在不同成分的铁素体/马氏体钢中,热处理工艺对微观组织及其力学性能的影响很大,因此,探索优化合理的正火+回火热处理制度,分析研究相组织结构、晶粒尺寸、析出相等微观组织的演化,研究热处理制度下晶粒组织演化规律与力学性能变化的内在联系,对开发新的具有高性能的高 Cr 低活化铁素体/马氏体钢具有重要的意义。与此同时,采用 Thermo-Calc 软件进行了计算,并将计算结果与试验结果进行了对比分析。

1 试验材料及方法

试验材料为高铬低活化铁素体-马氏体钢。其主要成分见表 1。

铁素体-马氏体钢无缝管的生产工艺路线包括熔炼、锻造、热挤压、冷轧加工和热处理,最终处理获得规格为 $\phi 127 \text{ mm} \times 3.5 \text{ mm}$ 的成品管材。热处理工艺为真空热处理:正火温度为 900 ~ 1 250 °C,保温时间为 30 min;在正火之后增加回火工艺,回火的温度为 550 ~ 750 °C。试验正火炉、回火炉均为真空气氛箱式炉。

在合金管的端部采用线切割的方式取样进行理化分析。拉伸试验的试样为板状标准试样,具体尺寸如图 1 所示,采用标准为 ASTM E8,通过万能拉伸试验机进行测试。采用奥龙 HBS-62.5 布氏硬度仪检测宏观布氏硬度,测试压力为 62.5 kg。采用威尔逊 432SVD 微观显微硬度仪检测不同相的显微硬度,压头重量为 0.025 kg。进行金相观察试验和扫描电镜时,首先采用氧化铝砂纸进行预磨和抛光处理,然后采用草酸溶液电解进行表面侵蚀,草酸溶液浓度 12% ~ 20%,电压 18 V,时间约 5 s。金相观察显微镜型号为蔡司 Axio Imager.M2m。扫描电镜型号为日立 S-3400N。采用 Thermo-Calc 热力学软件和与之相应的合金数据库 TCFE9 进行模拟计算^[16-17],通过计算系统吉布斯自由能的最小值预测

研究合金在凝固过程中晶粒组织和析出相的组成和类型。本文研究的高铬铁素体-马氏体钢符合该数据库限定的成分范围^[18]。软件给出了不同温度条件下各平衡相的体积分数。

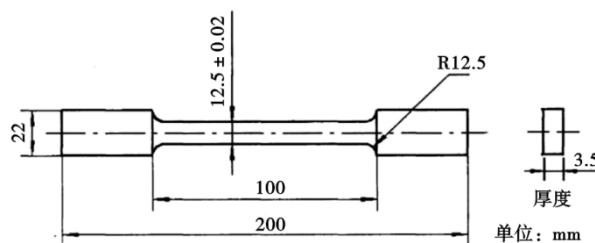


图 1 板状拉伸试样尺寸图

Fig. 1 Dimension diagram of plate tensile specimen

2 试验结果与分析

2.1 热处理工艺性能

2.1.1 正火热处理工艺

图 2(a)为正火态样品的抗拉强度 R_m 、屈服强度 $R_{p0.2}$ 和伸长率的试验结果。由图 2(a)可知,在 900 ~ 1 000 °C,抗拉强度和屈服强度随温度的升高而升高,屈服强度从 367.5 MPa 上升至 711 MPa,抗拉强度从 651.5 MPa 上升到 1 066 MPa。在 1 000 ~ 1 160 °C,屈服强度维持在 711 ~ 780 MPa,抗拉强度维持在 1 066 ~ 1 129 MPa。当温度进一步升高,则屈服强度和抗拉强度发生明显下降。同样的,在 900 ~ 1 000 °C,铁素体-马氏体钢的伸长率随温度升高而降低,在 1 000 ~ 1 160 °C,伸长率变化较小,在 15% 左右。但当温度进一步升高,则伸长率显著下降。

图 2(b)为材料的宏观布氏硬度,以及铁素体、马氏体两相区的微观显微硬度。在 1 000 ~ 1 160 °C,材料的宏观布氏硬度为 290 ~ 300 HBW。而显微维氏硬度中铁素体区域的硬度较低,为 220 ~ 240 HV。马氏体的显微维氏硬度较高,为 430 ~ 470 HV。因此,铁素体马氏体钢的宏观硬度是两种组织的综合结果。根据上述的正火试验结果,正火的温度最好选择在 1 000 ~ 1 160 °C。该区间正火后,材料抗拉强度和屈服强度较高,且伸长率适合。

表 1 高铬低活化铁素体-马氏体钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of high chromium low activation ferrite-martensitic steel												%
C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	V	N	S	P	O	Fe
0.1	0.33	0.4	0.78	11.32	1.41	0.2	0.21	0.02	0.004	0.025	0.002	余量

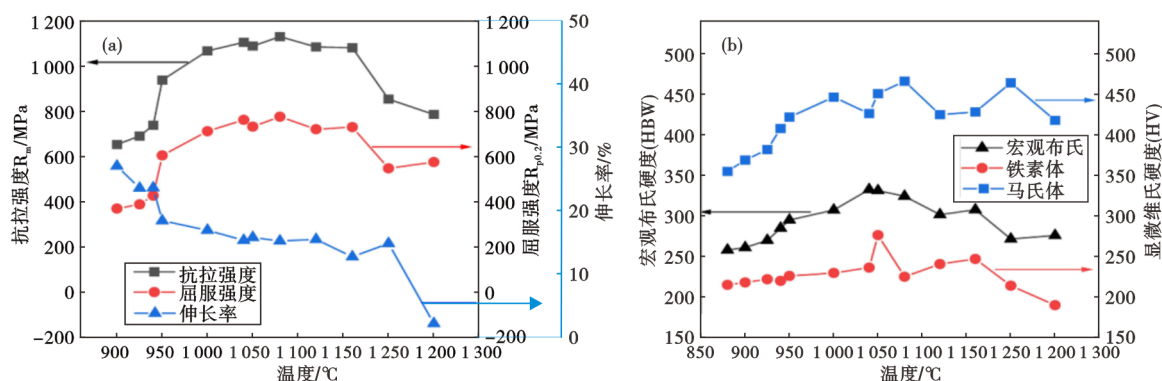


图2 力学性能随正火温度的变化规律:(a)抗拉强度、屈服强度和伸长率;(b)宏观布氏硬度、铁素体和马氏体的显微维氏硬度

Fig. 2 The change law of mechanical properties with normalizing temperature: (a) tensile strength, yield strength and elongation; (b) macroscopic Brinell hardness, ferrite and martensite micro-Vickers hardness

2.1.2 正火+回火热处理工艺

如图3(a)所示,对于1000、1040 °C的样品,在550~670 °C回火,材料的抗拉强度有明显的下降,而在670~720 °C变化较为平缓。当温度进一步上升,则抗拉强度明显下降。而对于950、925 °C正火的样品,其抗拉强度随回火温度升高而降低。回火温度从550 °C到750 °C升高的过程中,样品的屈服强度有很小的下降,伸长率变化不明显。对于1000、1040 °C的样品,如图3(d),材料的宏观布氏硬度在550~670 °C下降较为明显,当温度进一步升高时,硬度有小幅下降。综上可知,在1000 °C以上进行正火的样品在回火后的力学性能明显优于正火温度为950、925 °C下处理后回火的样品。而1040 °C正火的样品其抗拉和屈服强度等性能略优于1000 °C。

2.2 微观组织与机理分析

图4为不同正火温度下材料的金相组织图。正火温度在1000 °C以下时,试验钢样品存在大量高温铁素体 δ 和少量马氏体M,显然该温度尚未达到

样品的奥氏体化结束温度。同时铁素体内部存在较多黑点,为尚未溶解的碳化物。在900~1000 °C,随温度升高,马氏体含量逐渐增加,且碳化物逐渐溶解。这个过程中,样品的抗拉强度和屈服强度逐渐升高,而伸长率降低,这与金相组织的变化具有一致性。当正火温度超过1000 °C后,碳化物全部溶解,表明正火温度已经达到该钢种的奥氏体化温度。如图4(d)所示,当温度为1040 °C时,基体组织以马氏体为主并存在少量的高温铁素体 δ ,两相的晶粒尺寸较小,样品的抗拉强度和屈服强度逐渐达到最大值。

当温度进一步上升到1160 °C以上时,如图4(e)和(f),高温铁素体 δ 比例开始提高,且高温铁素体 δ 的晶粒随着温度的升高发生粗化,高温铁素体 δ 相较于马氏体,其力学性能较差,这导致样品中的抗拉强度和屈服强度发生明显下降。当Cr含量较高时,会提高合金的 A_3 温度,降低 A_4 温度,从而使奥氏体相区减小。因此在完全奥氏体化后,高温铁素体 δ 析出,并随着温度升高,晶粒粗化长大。

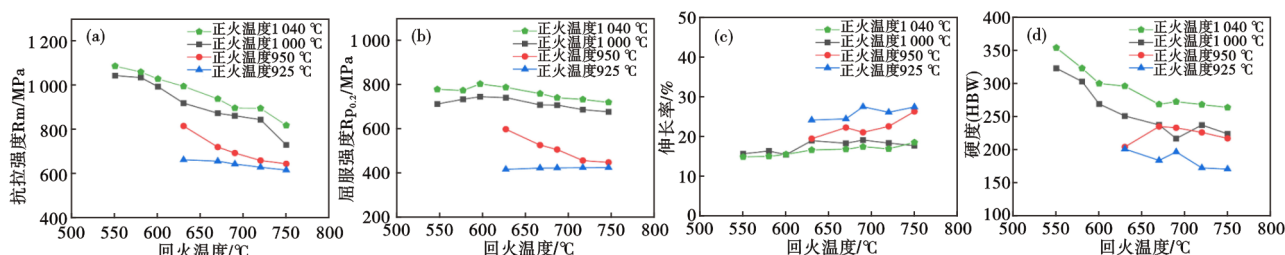


图3 正火温度分别为925、950、1000、1040 °C的铁素体-马氏体钢力学性能随回火温度变化曲线:(a)抗拉强度,(b)屈服强度,(c)伸长率,(d)宏观布氏硬度

Fig. 3 Curves of mechanical properties of ferritic-martensitic steels with tempering temperature at 925, 950, 1000 and 1040 °C: (a) tensile strength, (b) yield strength, (c) elongation, (d) macroscopic Brinell hardness

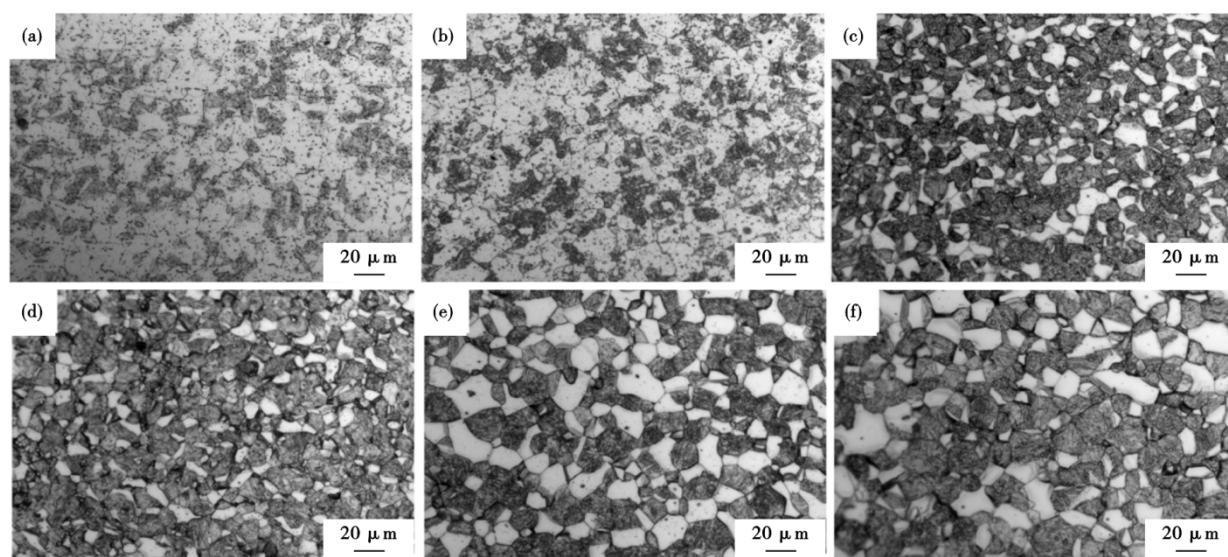


图4 不同正火温度下高铬铁素体-马氏体钢的形貌:(a)900 °C, (b)940 °C, (c)1 000 °C, (d)1 040 °C, (e)1 160 °C, (f)1 200 °C
Fig. 4 Morphology of high chromium ferrite-martensitic steel at different normalizing temperatures: (a) 900 °C, (b) 940 °C, (c) 1 000 °C, (d) 1 040 °C, (e) 1 160 °C, (f) 1 200 °C

图5(a)为经过 Thermo-Calc 计算获得各平衡相随温度变化的体积分数图。由图5可知,在800~1 200 °C,高铬铁素体-马氏体钢主要由铁素体和奥氏体组成。其中,奥氏体的含量从830 °C急剧升高,到1 020 °C达到最大值,而后又开始下降。图6给出了分别由 Thermo-Calc 计算获得以及通过上述金相照片统计获得的铁素体和马氏体两相的比例数据。特别指出的是,γ奥氏体在正火过程中,转化为马氏体。因此,这里将 Thermo-Calc 获得的奥氏体和金相图中统计获得的马氏体含量进行对比。通过对比可知,在900~1 000 °C,试验统计获得的铁素体含量,随温度变化上升速度略慢于 Thermo-Calc 计算所示的上升速度,而实测值与计算值中两相含量的变化趋势高度一致。图5(b)为在500~1 200 °C样品

中析出相的体积分数,其中,析出相主要由 $M_{23}C_6$ 、NbC 和含 Mo 等的 Laves 相组成。当温度低于870 °C时, $M_{23}C_6$ 的含量稳定在2%左右,是该样品中含量最大的析出相。当温度低于700 °C时, Laves 相开始析出,并随温度下降到500 °C,含量增加到2.4%左右。

高铬铁素体-马氏体钢属于析出强化不锈钢,其主要的强化机制包括:(1)固溶强化,(2)析出相强化,(3)晶界强化^[19]。参考 Bela 总结的关于铁素体-奥氏体双相钢的屈服强度公式^[20]以及 Ashby-Orowan 析出相强化公式^[21],获得式(1)为 RAFM 钢的屈服强度 $R_{p0.2}$ 表达式。

$$R_{p0.2} = a + z\delta + cd^{-\frac{1}{2}} + e \frac{10Gb}{5.72\pi^{\frac{3}{2}}r} \sqrt{f \ln \frac{r}{b}} \quad (1)$$

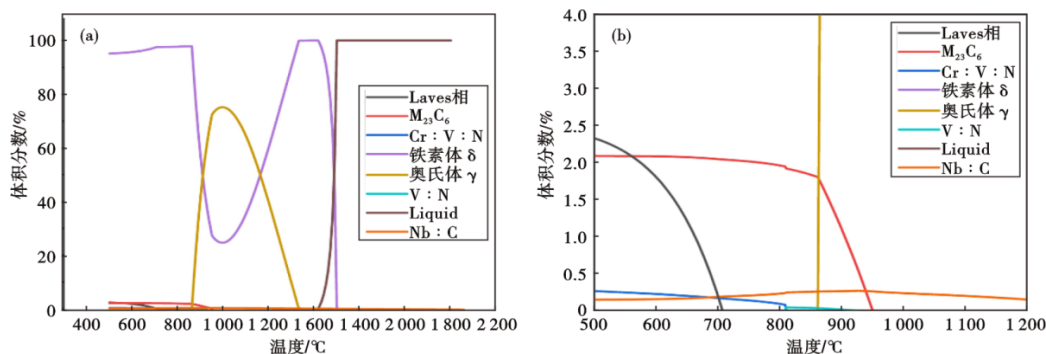


图5 各平衡相随温度变化的体积分数分布图:(a) Thermo-Calc 全部平衡相, (b) 500~1 200 °C 时析出相
Fig. 5 Volume fraction distribution diagram of each equilibrium phase with temperature: (a) Thermo-Calc all equilibrium phase, (b) precipitated phase at 500~1 200 °C

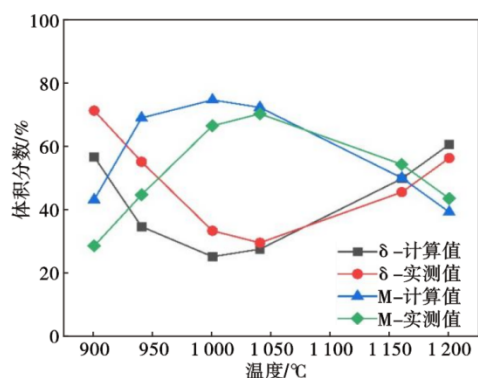


图6 Thermo-Calc 计算以及通过金相显微照片(图4)统计获得的铁素体和马氏体的两相比比例对比图

Fig. 6 Comparison of the two-phase ratio of ferrite and martensite obtained by calculation of Thermo-Calc software and statistics from metallographic micrographs in Figure 4

式中, a 代表与钢中元素含量相关的常数,其中包括元素固溶强化提升的屈服强度; z 为两相比比例的权重系数($z>0$); δ 为两相中马氏体的体积分数,%; c 为晶粒尺寸影响因素的权重系数; d 为晶粒尺寸,mm; e 为析出相强化的权重系数; f 为析出相粒子的体积分数,%; r 为析出粒子的平均截线半径,nm; G 为剪切模量; b 为柏氏矢量; $f(d_p, n_p)$ 为与析出相尺寸和数量相关的屈服强度数值。在正火过程中,析出相多会发生回溶,其对屈服强度贡献不明显。因此,在分析正火温度对屈服强度变化影响因素时,可以忽略析出相的影响。比较铁素体-马氏体钢的 $R_{p0.2}$ (图2(a)中红色曲线)和铁素体/马氏体的比例关系 δ (图6中绿色曲线)可知,在900~1200℃, $R_{p0.2}$ 和 δ 的变化趋势具有高度的一致性,均随着温度的升高,先增大后减小,因此,在公式中两相比比例对样品的屈服强度影响权重是最大的。对比铁素体-马氏体钢的屈服强度 $R_{p0.2}$ (图2(a)中红色曲线)和图4中晶粒度的变化可知,在900~1160℃,两相的晶粒尺寸

有小幅减小,而随着温度进一步升高,晶粒尺寸显著增加。综上可知,正火过程中,样品的抗拉强度主要受到马氏体-铁素体两相比比例和晶粒尺寸变化的共同作用。

如图3所示,随着回火温度的升高,试样的屈服强度和抗拉强度下降。在回火过程中,析出相在回火过程中的析出和演化行为,对材料力学性能的影响至关重要^[22],因此,试验对其进行微观结构的观察和分析。图7为1040℃正火的样品在550、670、750℃回火90 min后的显微组织,可以看到基相中两相比比例和晶粒度变化不明显,内部析出相变化也不明显。为了进一步研究微观晶粒组织的演化情况,进行SEM的分析。如图8为550~750℃回火条件下的SEM照片。红色箭头指示出了不同回火温度下的析出相。图8(a)、(b)和(c)存在较多的球型析出相,主要为 $M_{23}C_6$ 。图8(d)能谱说明,这类析出相主要为 $M_{23}C_6$,该试验结果与文献[23-24]的报道所述相一致。在样品中也存在少量棒状NbC,其能谱如图8(e)所示。这个结果与Thermo-Calc计算所得的析出相种类(图5(b))相一致。

在回火过程中,500~860℃内, $M_{23}C_6$ 的析出热力学变化不大,在该温度范围内,Thermo-Calc给出 $M_{23}C_6$ 的含量变化并不明显。值得注意的是,Laves相通常在高温下长期服役条件下析出长大^[25, 26],在正回火处理过程中不予考虑。而随着温度的升高(从550℃到650℃),基体的应力和缺陷的回复程度提高,导致位错强化机制作用下降,从而材料的屈服强度和抗拉强度有小幅下降。比较图8(a)、(b)和(c)可知,当回火温度上升到750℃过程中, $M_{23}C_6$ 的合并粗化并不明显,而基体的恢复作用进一步增强,马氏体内部亚晶界结构减少,晶粒粗化^[12]。从而导致位错移动和回复,晶界强化作用显著降低,则高

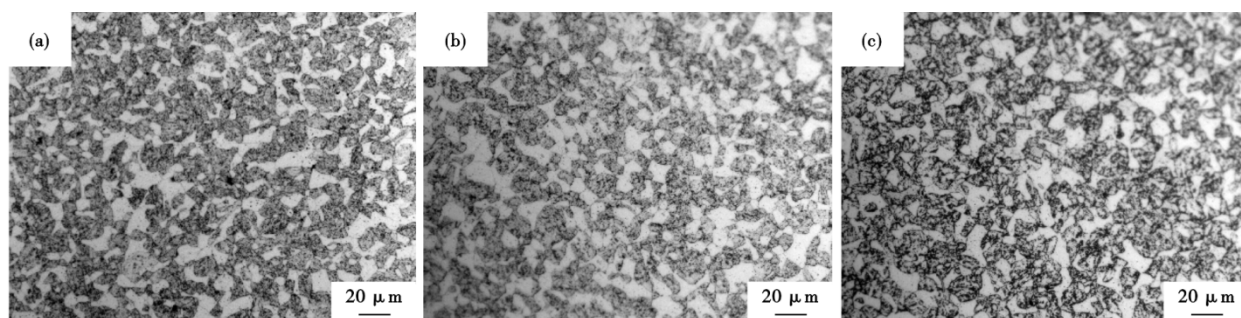


图7 1040℃正火的样品在不同温度回火90 min的组织形貌:(a)550℃, (b)670℃, (c)750℃

Fig. 7 Microstructure morphology of samples normalized at 1040 °C after tempering for 90 min at different temperatures: (a) 550 °C, (b)670 °C, (c)750 °C

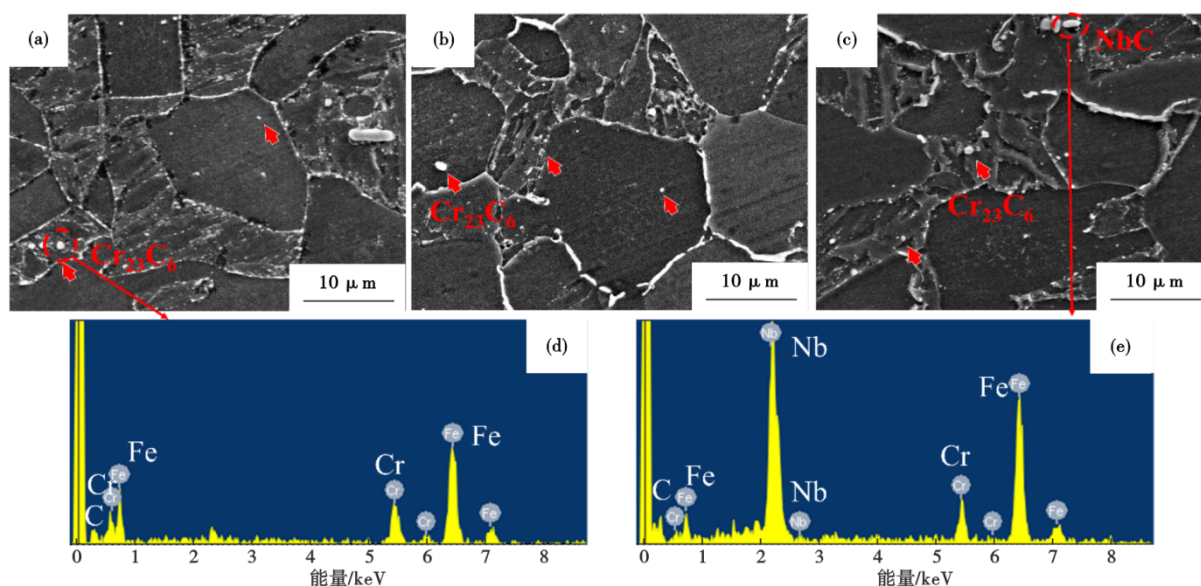


图 8 1 040 °C 下正火的样品在不同温度时回火 90 min 后的扫描电镜照片: (a) 550 °C, (b) 670 °C, (c) 750 °C, (d) 图 (a) 中红圈中析出相的能谱, (e) 图 (c) 中红圈析出相的能谱

Fig. 8 SEM photos of samples normalized at 1 040 °C after tempering for 90 min at different temperatures: (a) 550 °C, (b) 670 °C, (c) 750 °C, (d) energy spectrum of precipitated phase in red circle in figure (a), (e) energy spectrum of precipitated phase in red circle in figure (c)

铬铁素体-马氏体钢的抗拉强度明显下降(图 3(a))。

考虑到活化高铬马氏体钢应用于新型高剂量核电堆中,回火温度太低不利于消除缺陷,导致抗辐照性能下降^[27]。而回火温度太高,则马氏体亚晶界消失,甚至析出相发生粗化长大,不利于获得更好的力学性能。因此,回火温度最好控制在 670 ~ 720 °C。

3 结论

(1) 对于高铬铁素体-马氏体钢,最佳正火温度为 1 040 ~ 1 160 °C,回火温度在 670 ~ 720 °C。

(2) 在最佳正火+回火工艺中,当正火温度为 1 080 °C 正火 25 min,抗拉强度最高为 1 129 MPa,屈

服强度最高为 775 MPa;回火温度 670 °C 时,高铬铁素体-马氏体钢的抗拉强度为 903 MPa,屈服强度为 732 MPa。

(3) 两相比比例随正火温度的变化情况, Thermo-calc 计算结果与试验结果高度一致。在正火过程中,随正火温度升高,屈服强度和抗拉强度先增大后减小,这是铁素体与马氏体比例变化以及晶粒尺寸长大共同作用产生的。

(4) 回火过程中,高铬铁素体-马氏体钢屈服强度和抗拉强度随温度升高而降低,这是由于缺陷回复和马氏体亚晶界消失导致位错强化和晶界强化作用减弱引起的。

参考文献

- [1] 张乾坤, 胡小锋, 姜海昌, 等. Si 对一种 9Cr 铁素体/马氏体钢显微组织和力学性能的影响[J]. 金属学报, 2023.
- [2] 詹子雄, 黄 希, 韦丽华, 等. 比较不同压头提取离子辐照后低活化铁素体/马氏体钢屈服强度的差异[J]. 材料导报, 2023, 37(18): 197-202.
- [3] Fiore A, Sartorio C, Tarantino M, et al. Material Performance in Lead and Lead-Bismuth Alloy[M]. 2020: 218 - 241.
- [4] Cabet C, Dalle F, Gaganidze E, et al. Ferritic-martensitic steels for fission and fusion applications[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 523: 510-537.
- [5] Gong X, Short M P, Auger T, et al. Environmental degradation of structural materials in liquid lead- and lead-bismuth eutectic-cooled reactors [J]. Progress in Materials Science, 2022, 126: 100920.
- [6] Marmy P, Oliver B M. High strain fatigue properties of F82H ferritic-martensitic steel under proton irradiation [J]. Journal of Nuclear Materials, 2003, 318: 132-142.
- [7] Karl E. Materials research towards a fusion reactor[J]. Fusion Engineering and Design, 2001, 56-57: 71-82.
- [8] Lucon E, Vandermeulen W. Overview of the tensile properties of EUROFER in the unirradiated and irradiated conditions [J]. Journal of Nuclear Materials, 2009, 386-388: 254-256.
- [9] Sokolov M A, Tanigawa H, Odette G R, et al. Fracture toughness and Charpy impact properties of several RAFMS before and after ir-

- radiation in HFIR[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2007, 367-370: 68-73.
- [10] Huang Q, Baluc N, Dai Y, et al. Recent progress of R&D activities on reduced activation ferritic/martensitic steels[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2013, 442(1-3): S2-S8.
- [11] Zhou X L, Xu Z Q, Shen Y Z, et al. Identification of precipitate phases in an 11%Cr ferritic/martensitic steel after short-term creep[J]. *ISI International*, 2018, 58(8): 1467-1473.
- [12] Dvoriashin A M, Porollo S I, Konobeev Y V, et al. Influence of high dose neutron irradiation on microstructure of EP-450 ferritic-martensitic steel irradiated in three Russian fast reactors[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, 329-333: 319-323.
- [13] Hashimoto N, Kasada R, Raj B, et al. Radiation effects in ferritic steels and advanced ferritic-martensitic steels[M]. *Comprehensive Nuclear Materials*. Amsterdam: Elsevier, 2020: 226-254.
- [14] 叶中飞, 伍川, 李清, 等. 回火温度对高Si铁素体/马氏体耐热钢组织与力学性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(4): 206-209.
- [15] 范熙如, 许志强, 沈寅忠. 600℃回火态11Cr铁素体/马氏体钢中的富铬 M_3C_2 碳化物[J]. *金属热处理*, 2019, 44(6): 1-5.
- [16] 张威, 王旗, 王丽君, 等. S31254超级奥氏体不锈钢凝固相转变的热力学分析[J]. *特殊钢*, 2023, 44(4): 8-14.
- [17] Andersson J O, Helander T, Höglund L, et al. Thermo-Calc & DICTRA, computational tools for materials science[J]. *Calphad*, 2002, 26(2): 273-312.
- [18] 王英虎, 郑淮北, 白青青, 等. $Mn_{18}Cr_{18}N$ 高氮奥氏体不锈钢的高温力学性能[J]. *金属热处理*, 2022, 47(1): 172-177.
- [19] 杨世能. 11Cr2W_{0.1}15Ta低活化铁素体/马氏体钢的性能与组织研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2014.
- [20] Leffler B. STAINLESS - stainless steels and their properties[M]. 2001: 26-30.
- [21] Gladman T. Precipitation hardening in metals[J]. *Materials Science and Technology*, 1999, 15(1): 30-36.
- [22] 徐海峰, 李海, 李凤敏, 等. 淬火及回火处理对新型槽帮钢30MnSiCrMo组织性能的影响[J]. *特殊钢*, 2023, 44(1): 105-110.
- [23] Mao C L, Liu C X, Liu G W, et al. The correlation between the microstructural parameters and mechanical properties of reduced activation ferritic-martensitic (RAFM) steel: Influence of roll deformation and medium temperature tempering[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, 52(1): 119-128.
- [24] Mao C L, Liu C X, Yu L M, et al. Mechanical properties and tensile deformation behavior of a reduced activated ferritic-martensitic (RAFM) steel at elevated temperatures[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2018, 725: 283-289.
- [25] 师田田, 周晓苓, 沈寅忠. 11%Cr铁素体/马氏体钢蠕变前后的析出相研究[J]. *金属热处理*, 2018, 43(7): 1-6.
- [26] Aghajani A, Somsen C, Eggeler G. On the effect of long-term creep on the microstructure of a 12% chromium tempered martensite ferritic steel[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(17): 5093-5106.
- [27] 宗乐, 徐流杰, 罗春阳, 等. 难熔高熵合金: 制备方法与性能综述[J]. *工程科学学报*, 2021, 43(11): 1459-1473.