

回火温度对新型 9CrMoCoB 钢 耐腐蚀性能的影响

张旭鹏, 马煜林, 宋 楚, 王润泽, 王子富, 张志辉, 韦英东

(沈阳大学机械工程学院, 辽宁省多组硬质膜研究及应用重点实验室, 辽宁沈阳 110044)

摘要: 为了研究回火温度对含B耐热钢耐腐蚀性能的影响, 并对比含B碳化物的析出对耐腐蚀性能的影响, 分别对9CrMoCoB耐热钢进行950 °C等温淬火和1 100 °C正火空冷, 回火温度分别选择680 °C、700 °C、720 °C、740 °C、760 °C, 保温2 h后炉冷。采用交流阻抗、动电位极化曲线技术对耐热钢进行电化学测试, 观察不同回火温度对耐热钢中析出相的尺寸、数量的影响, 对比其对耐热钢耐腐蚀性的影响, 同时研究经过等温淬火和1 100 °C正火后分别形成含B碳化物和无B碳化物对耐热钢耐腐蚀性能的影响。结果表明: 随着回火温度的升高, 析出相尺寸均呈现增大的趋势; 回火后含B碳化物尺寸小于无B碳化物; 随着回火温度的升高, 耐腐蚀性能呈现先增加后降低的趋势, 回火温度为720 °C时耐腐蚀性能最好; 与无B碳化物相比, 经过950 °C等温淬火的耐热钢耐腐蚀性能更优。

关键词: 耐热钢; 回火温度; 耐腐蚀性能; 碳化物

作者简介:

张旭鹏(1998-), 男, 硕士生, 研究方向为火力发电用耐热钢增强耐腐蚀性能的研究。电话: 15804043157, E-mail: 21085600243@qq.com

通讯作者:

马煜林, 男, 副教授, 博士, 硕士生导师。E-mail: mayulin@syu.edu.cn

中图分类号: TG156.3

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

11-1541-07

基金项目:

中国博士后科研基金(2019M661122)。

收稿日期:

2023-10-08 收到初稿,

2023-11-27 收到修订稿。

我国火力发电的主要机型为亚临界机组, 相比超临界、超超临界机组的蒸汽温度、压力及使用效率都较低。超临界与超超临界机组主要部件包括水冷壁、汽包、蒸汽管线。锅炉是在超高压与超高蒸汽参数及腐蚀等各种恶劣条件中运行, 不容出现差错, 故强调部件的耐高温、耐腐蚀、抗蠕变等性能。高温零部件的开发与应用就成了超超临界机组发展的关键。耐热钢具有良好的导热性、高热稳定性、优异的抗晶间腐蚀、抗应力腐蚀性能, 是超超临界机组首选钢种^[1-2]。9%~12%Cr铁素体耐热钢因其膨胀系数低、导热能力高以及制造成本低等特点在超超临界机组领域具有广阔的应用前景^[3]。而新型9CrMoCoB钢更是新型9%~12%Cr铁素体耐热钢的代表钢种, 将原有的操作温度从600 °C提升到650 °C左右。新钢种中加入的1.0 wt.%Co^[4-5]元素能够提高磁性转变温度和高温稳定性, 同时提高B元素^[6]至0.01 wt.%左右保证了淬透性的同时形成含B元素碳化物, 起到延缓碳化物长大, 稳定基体组织的作用, 达到提高新钢种抗蠕变性能的效果。

目前, 对于新型9CrMoCoB钢的主要研究集中在冶炼工艺、焊接性能、蠕变强度等方面, 对于其耐腐蚀性能的研究少之又少。但由于新型9CrMoCoB钢工作在高温、高压的超超临界机组中, 难免不发生腐蚀。耐热钢要具备高的抗氧化性, 还要经受住煤炭中S的腐蚀及飞灰的损伤^[7]。因此抗高温氧化性能以及高温、高压的水蒸气都是影响耐热钢腐蚀性能的考虑因素^[8]。

基于此背景, 作者通过对新型9CrMoCoB钢进行950 °C等温淬火和1 100 °C正火空冷, 经过680~760 °C的回火热处理对新型9CrMoCoB钢耐腐蚀性能的影响进行研究。利用上海辰华CHI660E型电化学工作站对新型9CrMoCoB钢进行动电位极化曲线测试(Tafel)和电化学阻抗谱(EIS)测试, 并通过金相显微镜、扫描电子显微镜观察腐蚀形貌, 从而研究回火温度对耐腐蚀性能的影响。为新型9CrMoCoB钢在超超临界机组中的应用提供了可靠的理论依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验用材料为新型9CrMoCoB钢，其主要化学成分如表1所示。铸态耐热钢经过1 000 °C热锻成 $\Phi 25$ mm的圆棒，再分别进行950 °C等温淬火（升温至1 250 °C保温2 h后，取出放入950 °C盐浴，保温0.5 h后水淬，简称等温处理）和1 100 °C正火空冷（加热到1 100 °C保

温2 h空冷，简称常规处理）。回火温度分别为680 °C、700 °C、720 °C、740 °C、760 °C，保温2 h后炉冷。将热处理后的试验钢加工成外形尺寸为10 mm × 10 mm × 5 mm的试样，外接导线，留下1 cm²的工作面积，其余部分用环氧树脂进行封装。电化学腐蚀溶液为3.5 wt.% NaCl溶液，pH=7。

表1 试验钢的主要化学成分
Table 1 Main chemical composition of test steel

	C	Cr	Mo	Co	B	N	V	Nb
$w_B / \%$	0.014	9.5	1.5	1	0.01	0.024	0.2	0.08

1.2 试验方法

金相试样待测面经打磨抛光后采用FeCl₃+HCl+乙醇（质量比为1:5:5）的混合液腐蚀45 s，然后在MDJ DM320型光学显微镜（OM）下观察组织形貌，并用S-4800型扫描电镜（SEM）进行微观组织和析出相形态及大小分析。通过Image pro plus软件对基体表面析出相大小及分布状况进行直观统计。

电化学试验采用三电极体系，工作电极为新型9CrMoCoB钢，辅助电极为铂片电极，参比电极为饱和甘汞电极。开路电位稳定后进行电化学阻抗谱测试（激励信号为幅值10 mV的正弦交流电压，测试频率选取10⁻²~10⁵ Hz，初始电位在开路电位附近设置）、极化曲线测试（初始电位和终止电位的设置在OCP ± 0.15 V附近，扫描速度0.01 V/s）。通过origin软件对数据绘图整理。利用ZView软件对抗谱的测试结果进行等效电路的拟合分析并记录相关元件的数值。试验结束后，用金相显微镜、扫描电镜观察试件表面的腐蚀形貌。

2 试验结果与分析

2.1 回火前氮化物的观察

铸态耐热钢中BN夹杂如图1a所示，尺寸较大且形状不规则，其凝固过程中形成。热锻后的BN夹杂如图1c所示，经过热锻后BN夹杂尺寸变小，说明锻造工艺改变了BN夹杂的形状。经过常规热处理耐热钢中BN形貌如图1e所示，与正火前相比，BN夹杂形貌没有明显变化，说明1 100 °C的热处理对BN夹杂几乎没有产生影响。经过等温处理后的耐热钢中几乎观察不到BN夹杂，同时在基体中发现了纳米级（Nb, V）（C, N）析出相颗粒状，如图1g所示，说明此时BN夹杂已被溶解，释放出的N元素在950 °C等温过程中形成了（Nb, V）（C, N），并在淬火过程中抑制了BN的二次析出。BN的溶解为下一步回火时形成含B碳化物提供了条件。

2.2 回火温度对微观组织的影响

常规处理的耐热钢，经过680~760 °C回火后的OM形貌如图2所示，等温处理的耐热钢经过680~760 °C回火后的OM形貌如图3所示。经过不同回火温度处理后的耐热钢基体组织形貌均为板条状的回火马氏体。且随着回火温度的持续升高，回火马氏体的板条宽度有逐渐粗化变宽的趋势，但并不明显。与图2中常规处理耐热钢相比，经过等温处理后的板条状回火马氏体组织取向各异，板条更为细小，界面较多，板条边界清晰，组织更加致密。这是由于等温热处理可以有效改善耐热钢组织形貌，使基体组织更加紧密^[10]。

常规处理的耐热钢经过回火后的SEM图像如图4所示，在680~760 °C回火温度区间中，均有析出相析出，呈白色近球状，于原奥氏体晶粒内和晶界处分布。对比不同回火温度发现，当回火温度为680 °C时，晶界处的析出相与晶粒内的析出相尺寸接近，随着回火温度的升高，分布于晶界上的析出相尺寸逐渐大于晶粒上析出相尺寸，且越发明显，整体的析出相随着回火温度的升高，也有长大的趋势。且分布在晶界上的析出相形状逐渐由近似于球状的形状变为棱角更明显的块状。当回火温度达到760 °C时，析出相数量变少、尺寸变大，说明位于晶粒内的析出相发生溶解，促进了分布于晶界位置的析出相的长大。基体中的析出相为M₂₃C₆型碳化物，是高Cr铁素体耐热钢的主要析出相。

等温处理的耐热钢经过回火后的SEM图像如图5所示，与图4中常规处理耐热钢相比，等温处理耐热钢中析出相数量增多，晶界上的析出相尺寸与晶粒内部的相差较小，析出相的尺寸也要小于常规处理耐热钢中的尺寸。由于等温处理是在1 250 °C的奥氏体化后，又进行了30 min的950 °C保温处理，使得耐热钢中的合金元素更加均匀地固溶在基体中，因此，在回火时，当固溶元素以碳化物形式析出时，析出相分布也更加均匀、细小，也更多。BN夹杂在等温处理中

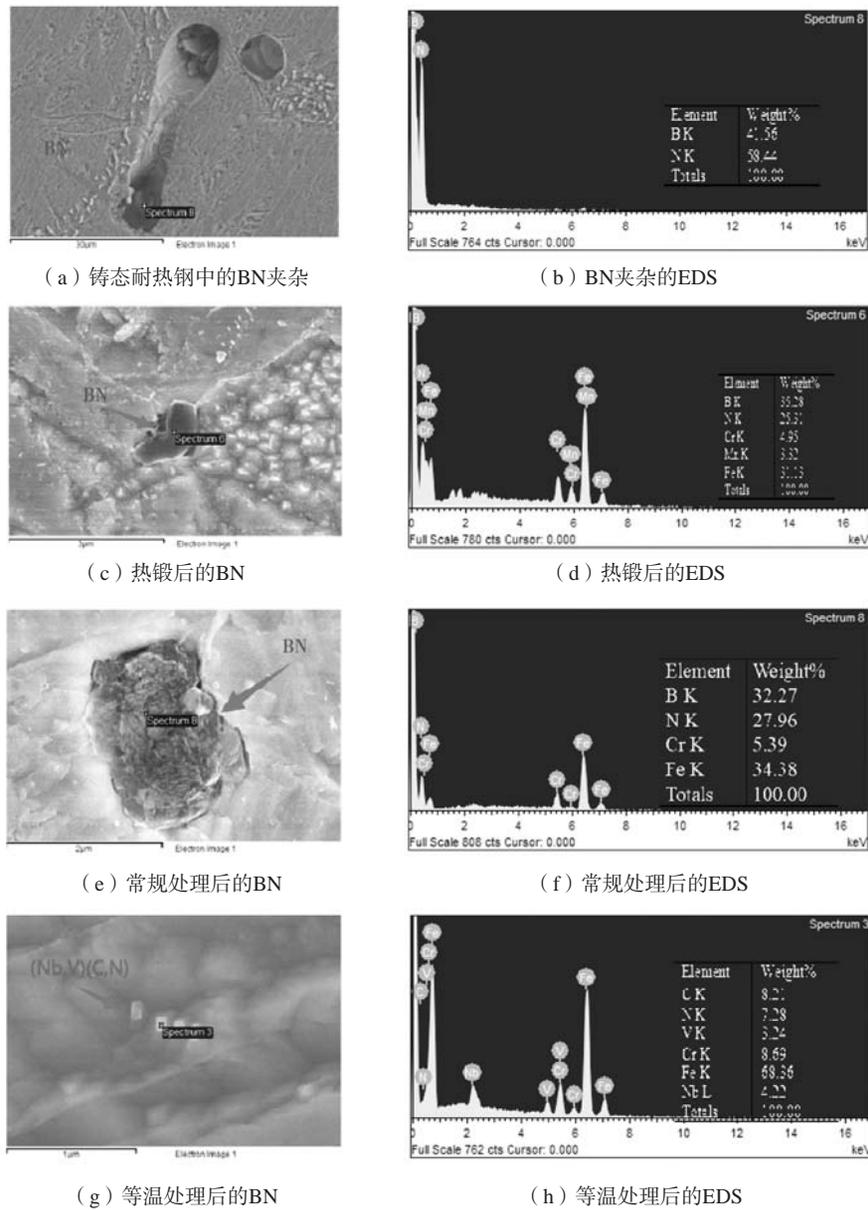


图1 耐热钢回火前基体中氮化物的形貌
Fig. 1 Morphologies of nitrides in matrix of heat-resistant steel before tempering

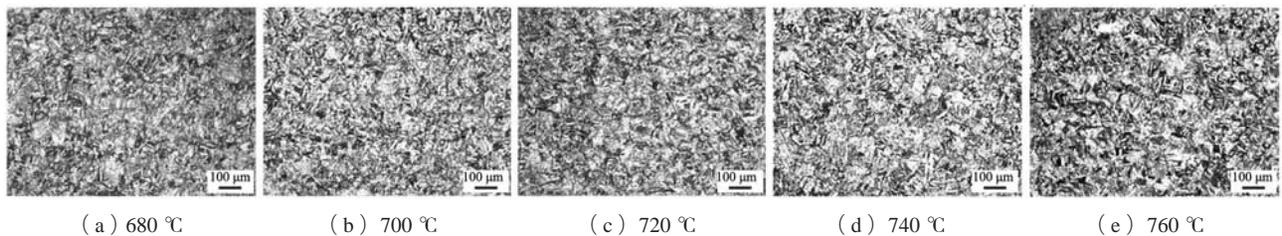


图2 常规处理耐热钢不同回火温度后的OM图像
Fig. 2 OM images of heat-resistant steels with different tempering temperatures after conventional treatment

得到分解，因此回火后的析出相为 $M_{23}(C, B)_6$ 型碳化物^[9]。

为了对不同回火温度的耐热钢中碳化物尺寸进行更直观的统计，采用IPP软件进行了整理，常规处理的

耐热钢中碳化物的统计结果如图6a所示。随着回火温度的升高，碳化物的尺寸整体呈现增大的趋势。回火温度对应的碳化物尺寸分别为：680 °C对应134 nm，700 °C对应140 nm，720 °C对应166 nm，740 °C对应

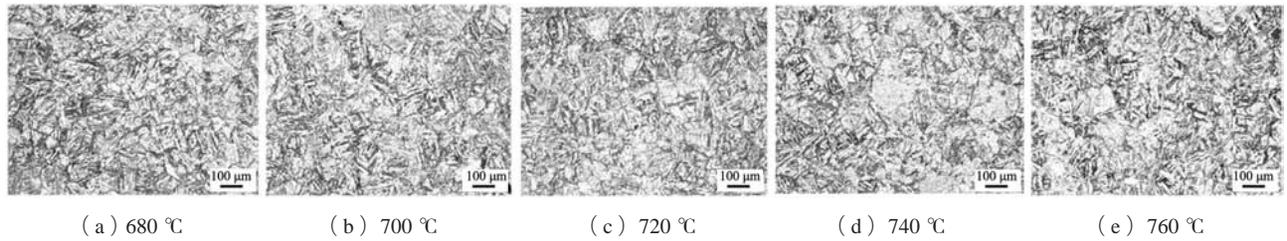


图3 等温处理的耐热钢不同回火温度后的OM图像

Fig. 3 OM images of heat-resistant steels with different tempering temperatures after isothermal treatment

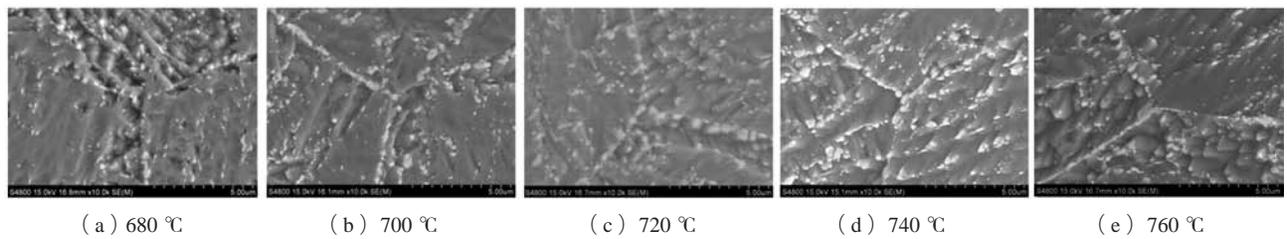


图4 常规处理耐热钢不同回火温度后的SEM图像

Fig. 4 SEM images of heat-resistant steels with different tempering temperatures after conventional treatment

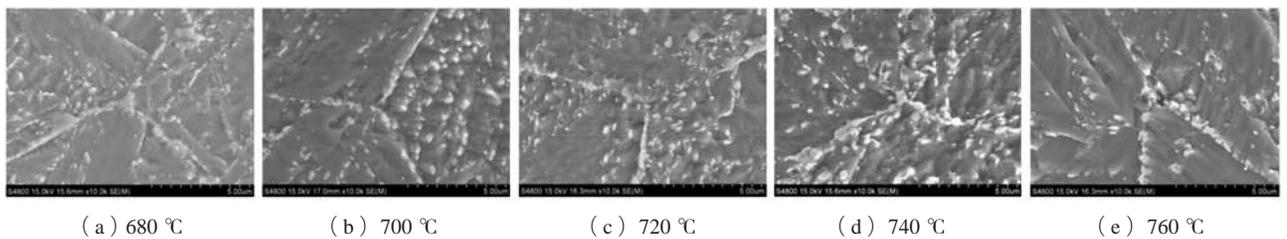


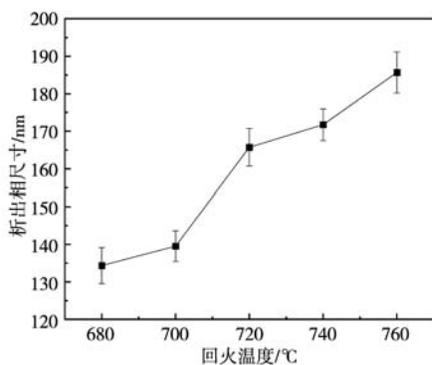
图5 等温处理的耐热钢不同回火温度后的SEM图像

Fig. 5 SEM images of heat-resistant steels with different tempering temperatures after isothermal treatment

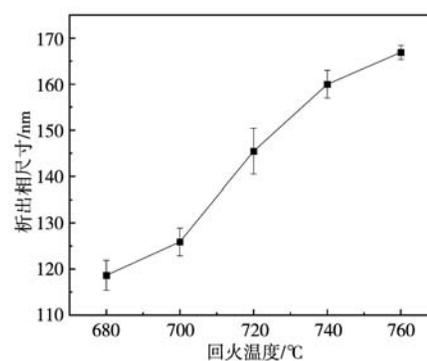
171 nm, 760 °C对应186 nm。由碳化物尺寸变化曲线可知,当回火温度不高于700 °C时,碳化物尺寸增大并不明显。当温度继续增加时,碳化物长大现象明显,由开始的近球状变为棱角更明显的块状,一些小的碳化物相继被大的碳化物吸附,继而碳化物尺寸增大明显。

等温处理的耐热钢中碳化物的统计结果如图6b所

示。回火温度对应的碳化物尺寸分别为:680 °C对应119 nm,700 °C对应126 nm,720 °C对应145 nm,740 °C对应160 nm,760 °C对应167 nm。可以发现,随着回火温度的升高,碳化物的尺寸整体呈现增大的趋势,整体增大幅度小于常规处理的耐热钢氮化物的尺寸。同样地,当回火温度达到760 °C时,碳化物发生部分溶解导致数量变少。



(a) 常规处理



(b) 等温处理

图6 不同回火温度后耐热钢中碳化物的平均尺寸统计

Fig. 6 Average size statistics of carbides in heat-resistant steels at different tempering temperatures

2.3 回火温度对耐热钢电化学腐蚀行为的影响

耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中动电位极化曲线如图7所示。五组数据的阳极极化曲线均呈现活性溶解状态，通过塔菲尔外推法拟合出样品的腐蚀电流密度和腐蚀电位。一般来说，腐蚀电位越小，其在热力学的腐蚀倾向就越大，就越容易发生腐蚀，但热力学不能直接作为判断材料腐蚀速率的依据。腐蚀电流越小，其在动力学方面来说，腐蚀速率越低，耐腐蚀性能越好。耐热钢的自腐蚀电流密度如表2所示，常规处理的耐热钢随着回火温度的升高，腐蚀电流密度先减小后增，即材料耐腐蚀性能先增大后减小，当回火温度为720℃时，材料的腐蚀电流密度最小，为0.761 μA·cm⁻²。等温处理耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中的动电位极化曲线如图7b所示，五组曲线的阳极区均呈现钝化现象，720℃回火后试样的阳极极化曲线存在二次钝化特征。结合表2的自腐蚀电流密度数据可知，腐蚀电流密度的变化趋势与常规热处理锻件一致，都是在回火温度为720℃时达到最小，为0.745 μA·cm⁻²。与常规处理耐热钢对比，等温处理的耐腐蚀性能优于常规热处理锻件。

图8为耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中的EIS图谱，由

图可知，五组不同回火温度的耐热钢均为单一的容抗半圆弧，其阻抗圆弧半径呈先增大后减小的趋势，即当回火温度逐渐从680℃增加到760℃时，材料的耐腐蚀性能先增后减，在回火温度为720℃时，常规处理和

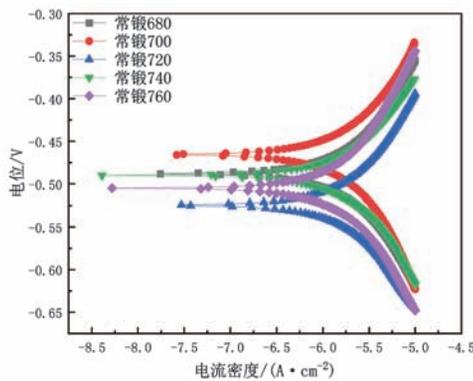
表2 耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中的动电位极化曲线拟合数据

Table 2 Potentiodynamic polarization curve fitting data of the heat-resistant steels in 3.5 wt.%NaCl solution

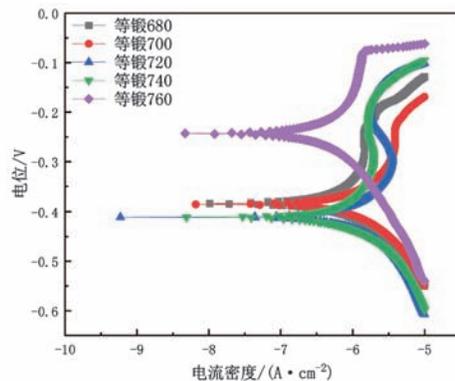
样品种类	腐蚀电流密度/(μA·cm ⁻²)				
	680℃	700℃	720℃	740℃	760℃
常规处理	0.766	0.764	0.761	0.762	0.768
等温处理	0.773	0.751	0.745	0.761	0.788

等温处理耐热钢的阻抗圆弧均达到最大，说明耐腐蚀性能最好。

借助ZSimpEWin软件对耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中的EIS图谱进行拟合，其拟合数据结果如表3所示。其中R_s代表的是电化学过程中溶液的电阻；R_i代表的是电化学过程中电荷本身的转移电阻；R_f则代表的是电化学过程中生成的腐蚀产物的膜层电阻；R_p则代表了



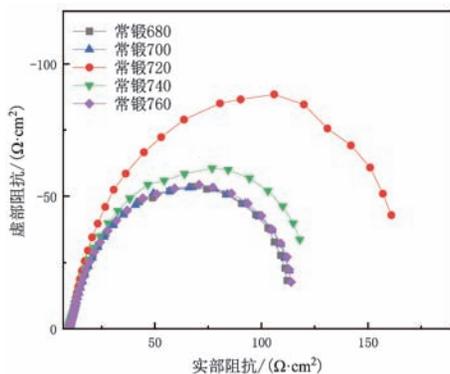
(a) 常规处理



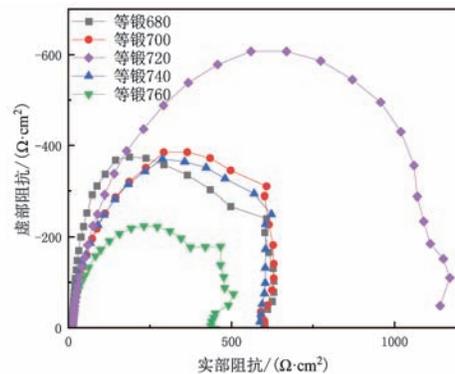
(b) 等温处理

图7 锻件在3.5 wt.%NaCl溶液中的动电位极化曲线

Fig. 7 Potentiodynamic polarization curves of the forgings in a 3.5 wt.% NaCl solution



(a) 常规处理



(b) 等温处理

图8 耐热钢在3.5 wt.%NaCl溶液中的奈奎斯特图

Fig. 8 Nyquist diagrams for the heat-resistant steels in 3.5wt.%NaCl solution

电化学反应的极化电阻, $R_p=R_t+R_f$ 。 R_p 反映了样品的耐腐蚀性能的优劣, R_p 越大, 材料的耐腐蚀性越好, 腐蚀速率越慢。由表3可知, 不论是常规处理还是等温处理, 随着回火温度的升高, 极化电阻均呈现先增大后

减小的趋势。当回火温度达到720 °C时, 等温处理耐热钢的耐腐蚀性能最优, 极化电阻最大, 达到1 166.8 $\Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

表3 耐热钢在3.5 wt.%NaCl 溶液中EIS图谱的拟合结果
Table 3 Fitting results of EIS spectra of the heat-resistant steels in 3.5 wt.%NaCl solution

样品种类	回火温度	溶液电阻 $R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	电荷转移电阻 $R_t/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	膜层电阻 $R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	极化电阻 $R_p/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$
常规/等温	680 °C	10.30 / 10.85	23.77 / 53.25	80.60 / 629.70	104.37 / 682.95
	700 °C	9.91 / 11.50	18.03 / 99.62	87.61 / 662.00	105.64 / 761.62
	720 °C	10.05 / 11.11	29.91 / 114.80	133.30 / 1062.00	143.21 / 1166.80
	740 °C	9.98 / 9.95	17.61 / 59.60	89.07 / 578.60	116.68 / 678.20
	760 °C	9.68 / 9.19	16.73 / 46.51	97.92 / 405.10	114.65 / 451.61

2.4 腐蚀机理分析

本文研究的合金钢加入了Cr、Mo、Co、B、N、V、Nb的合金元素。因此在生产加工时, 淬火产生了大量应力, 材料的硬度变大, 引起组织中产生大量位错, 并随着合金元素的增多而加剧位错, 随着回火温度的升高, 可以使材料内部的位错密度降低^[11], 并消除淬火应力^[12], 但随着回火温度的升高, 碳化物和第二相不断析出长大。为探究影响因素, 对等温处理后的材料进行硬度测试及析出相大小进行分析。

图9为不同回火温度处理后等温热处理锻件的硬度。随着回火温度的升高, 材料的硬度呈下降趋势, 淬火态的试样硬度最高, 在板条束界、板条界和板条内位错密度很高。随着回火温度的不断升高, C原子和合金元素的扩散能力逐渐加强, 淬火应力进一步释放, 材料硬度降低。但与此同时, 碳化物与第二相开始形核析出, 对位错形成钉扎作用, 造成硬度下降的趋势较缓慢, 但随着温度的继续升高, 碳化物和第二相的逐渐聚集长大, 降低了对位错运动的限制作用, 导致试样硬度直线下降。

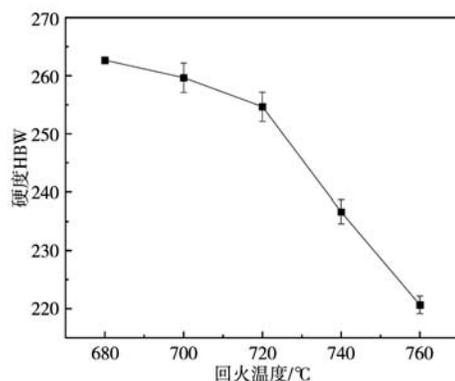


图9 不同回火温度处理后等温热处理锻件的硬度

Fig. 9 Hardnesses of isothermal heat treated forgings after different tempering temperatures

随着回火温度的升高, 一方面, 位错密度的降低导致内应力的下降, 从而造成硬度下降, 减缓了腐蚀裂纹的产生, 另一方面在高浓度位错和电活性表面相交的位置可能会获得高腐蚀速率^[13]。随着回火温度的升高, 固溶于基体中的Cr含量降低, 析出相的长大也破坏了钝化膜的完整性^[14], 并且由于碳化物、第二相、基体之间的电位差, 降低了基体的腐蚀阻抗^[15]。因此, 在综合因素下, 材料的耐腐蚀性能随着回火温度的升高, 呈现先上升后下降的趋势, 并在回火温度为720 °C时达到临界值, 从而使材料具有更高的耐蚀性。

3 结论

(1) 常规处理和等温处理耐热钢经过680~760 °C回火后, 基体均为板条状回火马氏体组织。随着回火温度的升高, 碳化物尺寸逐渐变大且数量逐渐减少。常规处理耐热钢中无B碳化物的平均直径从134 nm逐渐增大到186 nm; 等温处理耐热钢中含B碳化物的平均直径从119 nm逐渐增大到167 nm。

(2) 随着回火温度的升高, 常规处理和等温处理耐热钢的耐腐蚀性能先增大后减小, 等温处理后的耐腐蚀性能优于常规处理耐热钢。在回火温度为720 °C时耐腐蚀性能最优, 自腐蚀电流密度最小为0.745 $\mu\text{A} \cdot \text{cm}^2$, 极化电阻为1 166.8 $\Omega \cdot \text{cm}^2$ 。

(3) 回火温度的升高降低了淬火时产生的位错密度, 从而降低材料的腐蚀倾向; 另一方面, 随着回火温度的升高, 析出相从基体中不断析出, 破坏了材料表面钝化膜的完整性, 从而降低了钝化膜对基体的保护作用, 继而降低材料的耐腐蚀性能; 综上所述两种因素的作用下, 经过720 °C回火后的试样具有更好的耐腐蚀性能。

参考文献:

- [1] GIBBONS T B. Superalloys in modern power generation applications [J]. *Materials Science and Technology*, 2009, 25 (2) : 129–135.
- [2] 李阳, 邓韬. 基于超临界火电机组铸造高压管道相控阵检测可检性研究 [J]. *铸造*, 2022, 71 (10) : 1305–1310.
- [3] HAN Hongguang, SHEN Junjie, XIE Jiaying. Effects of precipitates evolution on low stress creep properties in P92 heat resistant steel [J]. *Scientific Reports*, 2019, 9 (1) : 95–67.
- [4] LAN K, DING W, YANG Y T. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-containing low alloy martensitic wear-resistant steel [J]. *China Foundry*, 2023, 20 (4) : 329–338.
- [5] JIA Zhihong, LI Chenyang, JING Wenxiang, et al. Influence of heat treatments on incipient melting structures of DD5 nickel-based single crystal superalloy [J]. *China Foundry*, 2023, 20 (5) : 395–402.
- [6] WU H M, WANG S, ZHAO Q X, et al. High-temperature corrosion data and mechanisms for T122, Super304H and HR3C after 15 years in 1000MW ultra-supercritical power plant [J]. *Materials at High Temperatures*, 2023, 40 (1) : 88–98.
- [7] 周慧云, 洪嘉, 黄健航, 等. 超临界锅炉用材料的高温腐蚀研究进展 [J]. *表面技术*, 2016, 45 (11) : 145–152.
- [8] MONTOYA Rangel Marvin, GARZA Montes de Oca Nelson F, GAONA Tiburcio Citlalli, et al. Corrosion mechanism of advanced high strength dual-phase steels by electro chemical noise analysis in chloride solutions [J]. *Materials Today Communications*, 2023, 35.
- [9] ISIK M I, KOSTKA A, EGGELER G. On the nucleation of laves phase particles during high-temperature exposure and creep of tempered martensite ferritic steels [J]. *Acta Materialia*, 2014, 81: 230–240.
- [10] SILVA N A N D, PEREIRA P H R, ELAINE Carballo Siqueira Corrêa, et al. Microstructural evolution and mechanical properties in a Zn-Al-Cu-Mg hypoeutectic alloy processed by multi-directional forging at room temperature [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 801.
- [11] SUN Xiaowen, LIN Shihui, WANG Tiansheng. Microstructure and mechanical properties of tempered high-C-Si nano-bainite steel [J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42 (6) : 98–106.
- [12] ESCRIVA-CERDAN C, OOI S W, JOSHI G R, et al. Effect of tempering heat treatment on the CO₂ corrosion resistance of quench-hardened Cr Mo low-alloy steels for oil and gas applications [J]. *Corrosion Science*, 2019, 154: 36–48.
- [13] DWIVEDI D, LEPKOVÁ K, BECKER T. Carbon steel corrosion: a review of key surface properties and characterization methods [J]. *Rsc Advances*, 2017, 7 (8) : 4580–4610.
- [14] HONG I T, KOO C H. Antibacterial properties, corrosion resistance and mechanical properties of Cu-modified SUS 304 stainless steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2005, 393 (1/2) : 213–222.
- [15] LI Defa, WU Kaiming, GUAN Jisheng, et al. Effect of inclusion types on corrosion resistance of NM500 wear-resistant steel [J]. *Heat Treatment of Metals*, 2019, 44 (11) : 81–84.

Effect of Tempering Temperature on the Corrosion Resistance of New 9CrMoCoB Steel

ZHANG Xu-peng, MA Yu-lin, SONG Chu, WANG Run-ze, WANG Zi-fu, ZHANG Zhi-hui, WEI Ying-dong

(School of Mechanical Engineering, Shenyang University, Key Laboratory of Hard Film Research and Application in Liaoning Province, Shenyang 110044, Liaoning, China)

Abstract:

In order to study the effect of tempering temperature on the corrosion resistance of heat-resistant steel containing B, and compare the effect of precipitation of B-containing carbide on the corrosion resistance, the 9CrMoCoB heat-resistant steel was isothermally quenched at 950 °C and normalized with air cooling at 1 100 °C, and the tempering temperatures were selected at 680 °C, 700 °C, 720 °C, 740 °C and 760 °C, respectively, and cooled in furnace after held for 2 h. Electrochemical tests were carried out on the heat-resistant steels using AC impedance and potentiodynamic polarization curve technologies to observe the influences of different tempering temperatures on the size and quantity of precipitated phases in the heat-resistant steels, and compare their influences on the corrosion resistance of heat-resistant steel. Meanwhile, the influences of B-carbides and B-carbides formed after isothermally quenching and 1 100 °C normalizing respectively on the corrosion resistance of heat-resistant steel were studied. The results show that the size of precipitated phase increases with the increase of tempering temperature. The sizes of B-containing carbides after tempering are smaller than that of non-B-carbides. With the increase of tempering temperature, the corrosion resistance increases first and then decreases. The corrosion resistance is best when the tempering temperature is 720 °C. Compared with no B carbides, the corrosion resistance of heat resistant steel after 950 °C isothermally quenching is better.

Key words:

heat-resistant steel; tempering temperature; corrosion resistance; carbide