

# 水蒸气温度和流量对 T91 钢氧化行为的影响

Effect of Water Vapor Temperature and Flow on Oxidation Behavior of T91 Heat Resisting Steel

耿波<sup>1</sup>, 张路<sup>1</sup>, 范念青<sup>1</sup>, 夏志新<sup>1</sup>, 刘江南<sup>2</sup>

(1 苏州热工研究院有限公司, 江苏 苏州 215004;

2 西安工业大学, 西安 710032)

GENG Bo<sup>1</sup>, ZHANG Lu<sup>1</sup>, FAN Nian-qing<sup>1</sup>, XIA Zhi-xin<sup>1</sup>, LIU Jiang-nan<sup>2</sup>

(1 Suzhou Nuclear Power Research Institute, Suzhou 215004, Jiangsu, China;

2 Xi'an Technological University, Xi'an 710032, China)

**摘要:** 研究了高温水蒸气的温度和流量对 T91 钢氧化行为的影响, 阐述了氧化层的组织结构与氧化动力学之间的关系。结果表明: 水蒸气氧化过程分为线性的初始快速氧化阶段和之后的抛物线慢速氧化阶段及线性的慢速氧化阶段。当水蒸气温度较高、流量较小时出现慢速氧化阶段。初始快速氧化阶段的氧化速率随水蒸气温度的升高而增大, 但水蒸气流量对初始快速氧化阶段的氧化速率影响很小。初始快速氧化阶段单位面积增重最大值随水蒸气流量的增大而线性增大, 且随温度升高而增速加快。随着水蒸气温度和流量的增加, T91 钢最外层氧化层的形态发生明显改变, 导致抗高温氧化性能显著下降。

**关键词:** 耐热钢; 水蒸气; 氧化行为; 显微组织

**doi:** 10.3969/j.issn.1001-4381.2014.01.010

**中图分类号:** TG142.73 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2014)01-0052-06

**Abstract:** The effects of water vapor temperature and flow on oxidation behavior of T91 heat resisting steel was studied to reveal the relation between oxidation kinetics and scale structure. The results indicate that oxidation processes are divided into linear stage of rapid oxidation, parabolic stage of slow oxidation and linear stage of slow oxidation. Linear stage of slow oxidation takes place at the high temperature and small flow of water vapor. Oxidation rate increases with increasing vapor temperature in the fast oxidation of T91 steel. However, the effects of flow on the fast oxidation are not evident. The maximum of mass gain shows a linear increase with increasing flow, and the high vapor temperature accelerates this trend. The morphology change of outer layer causes the rapid decreasing of high temperature oxidation resistance with increasing the temperature and the flow of the water vapor.

**Key words:** heat resisting steel; water vapor; oxidation behavior; microstructure

T/P91 钢具有较低的辐照肿胀和热膨胀系数、较高的热导率等优良的热物理和力学性能, 因此被普遍认为是超超临界火电机组、IV 代核反应堆和次临界加速系统 ADS 堆的首选结构材料<sup>[1]</sup>。然而相对于奥氏体耐热钢而言, T91 铁素体耐热钢的高温氧化问题更加严峻。高温高压水蒸气环境下, 氧化层的阻热作用引起的金属超温, 剥落的氧化物堆积阻塞引起的超温爆管<sup>[2,3]</sup>, 对于电站运行安全将是灾难性的事故。耐热钢中高温氧化机制日益引起广大学者的关注<sup>[4,5]</sup>, 国内对于水蒸气氧化主要集中在提高锅炉钢管抗蚀性的研究上, 特别是在材料的表面喷涂防护涂层以改善材料的氧化机理, 研究稀土元素在氧化膜晶界的偏聚行为以及采用喷丸工艺进行表面处理, 从而提高该钢抗水蒸气氧化性能<sup>[6-8]</sup>。前

期耿波等<sup>[9-11]</sup>对锅炉钢管工况环境下水蒸气氧化层形成和剥落机理进行了较系统的研究。随着超超临界机组运行参数的提高, 水蒸气的温度和压力也相应提高, 势必会对 T91 钢的抗高温性能产生不利影响。为保证电站安全运行, 并提供可参考的水蒸气参数, 需要系统地了解高温水蒸气服役环境对 T91 钢中氧化膜的演变及抗氧化性能的影响。本工作研究不同温度和流量的水蒸气参数条件下 T91 钢的氧化行为及其对抗氧化性能的影响, 为设计合理的水蒸气参数提供参考。

## 1 实验材料与方法

实验用钢为宝钢集团上海钢管有限公司生产的

T91 钢。采用 35 吨电炉冶炼,运用 LFV(钢包精炼+钢包脱气)处理;钢管是用 140 连轧管机组轧制成为 GB 5310—2008 的 10Cr9Mo1VNbN,规格为  $\phi 43\text{mm} \times 5.5\text{mm}$  的热轧钢,随后进行成品热处理。在氧化实验前预先进行机械研磨和超声波清洗。实验按照 GB/T 13303—1991“钢的抗氧化性能试验测定方法”进行抗氧化性能实验,试样为  $\phi 10\text{mm} \times 20\text{mm}$  圆柱形,进行不同温度和流量的高温水蒸气氧化实验,氧化速率采用增重法进行测定,在试样下面附带坩埚悬挂以免氧化物剥落造成的实验误差。利用 Neophot-30 金相显微镜、JEM-200CX 透射电子显微镜、JSM-840 扫描电子显微镜等分析仪器,对运行钢管样品的组织

和氧化层进行了较全面深入的分析。

## 2 实验结果

T91 钢的原始组织为回火马氏体组织。T91 钢正火形成的板条马氏体,在高温回火时发生碳化物的沉淀与析出,碳化物大体上有两种类型:一类为  $M_{23}C_6$  型间隙化合物;另一类为 MC 型间隙相,板条平均尺寸为 300nm 左右,如图 1 所示。在回火马氏体基体中析出细小弥散的碳化物保证了高温服役条件下良好的蠕变性能,而 9%(质量分数)的 Cr 含量也能保证钢具有较好的高温抗氧化性能。

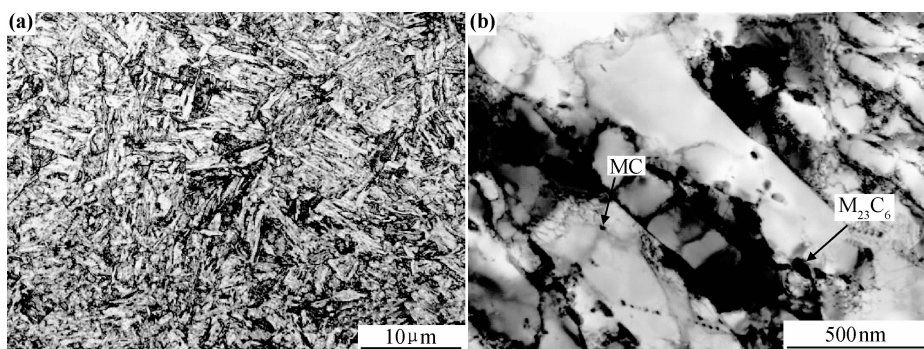


图 1 T91 钢的原始组织 (a)光学照片;(b)TEM 照片

Fig. 1 Original microstructure of T91 steel (a)optical photograph;(b)TEM

T91 钢经长时间电站高温水蒸气服役的氧化层典型结构是  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  尖晶石和  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{O}_4$  及最外层  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  层,见图 2。一般认为致密的内层  $\text{FeCr}_2\text{O}_4$  尖晶石对高温抗氧化性能有极其重要的作用,此外文献报道不同形态的外层  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  氧化膜将对剥落行为有极其重要的影响<sup>[11]</sup>,由于外层氧化膜的剥落会引起氧化行为发生改变,剥落层也会引起管道的堵塞等事故,因此本工作将主要针对水蒸气参数对最外层氧化膜形态的影响展开分析。

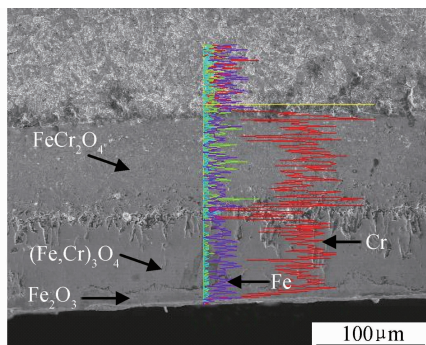


图 2 T91 钢服役过程中氧化层的截面结构

Fig. 2 The cross-section of the T91 steel scale under service

图 3 列出了 T91 钢在不同温度下常压水蒸气氧化的单位面积增重  $y$  与氧化时间  $t$  关系的氧化曲线。与此同时,图 3(a)中也给出了 600℃ 空气氧化曲线作对比研究,可以看出在高温空气环境下 T91 钢具有极其良好的高温抗氧化性能。

图 3 中的  $B_0$  是 600℃ 空气氧化曲线; $B_1, G_1, K_1$  分别表示 600, 680, 750℃ 常压水蒸气小流量氧化曲线; $B_2, G_2, K_2$  分别表示 600, 680, 750℃ 常压水蒸气中流量氧化曲线; $B_3, G_3, K_3$  分别表示 600, 680, 750℃ 常压水蒸气大流量氧化曲线。

从图 3 还可以看出随着温度升高或水蒸气流量增加均能促进氧化过程。水蒸气加剧了 T91 钢的高温氧化,而且其氧化动力学过程与空气氧化动力学过程有很大的区别。由图 3(c)可见,在较高温度下水蒸气氧化过程可分为初始快速氧化阶段和之后的慢速第一氧化阶段及慢速第二氧化阶段共三个阶段。图 3(c)的拟合曲线可以和原始曲线较完美地契合在一起,方程各参数列于表 1。在高温高流量条件下,比较难以快速形成致密的保护性氧化膜,初始氧化过程主要由化学反应控制,相对于空气中形成致密氧化膜时间较

长,因此初始快速氧化阶段的  $y-t$  之间为线性关系,不能表现出常规的抛物线规律。当氧化层覆盖整个钢样表面后,由于氧化层的阻隔作用,氧化的继续进行必须依靠原子的扩散,氧化速率显著减慢,这时的氧化阶段称为慢速氧化阶段。因此,慢速第一氧化阶段的  $y-t$  之间为抛物线关系,氧化膜的生长过程主要由 Cr 元素在氧化膜界面的扩散控制。慢速第二氧化阶段的  $y-t$  之间为线性关系,在高温水蒸气下长时间服役后氧化膜开裂,导致氧化增重曲线又受到化学反应控制,呈现

出斜率较小的直线。慢速第二氧化阶段出现在温度较高和水蒸气流量较小之时。在温度较高和水蒸气流量较小时,还可以由初始快速氧化阶段直接转化到慢速第二氧化阶段。温度较高水蒸气流量较小时,形成的氧化膜很快发生失稳氧化,进而转变成线性关系的慢速第二氧化阶段,而流量大的试样一直处于无法形成完整的致密氧化膜的阶段,经过长时间形成较厚的疏松多孔氧化层后,逐渐过渡到慢速第二氧化阶段。

T91 钢表面在高温水蒸气中形成的氧化层的表面

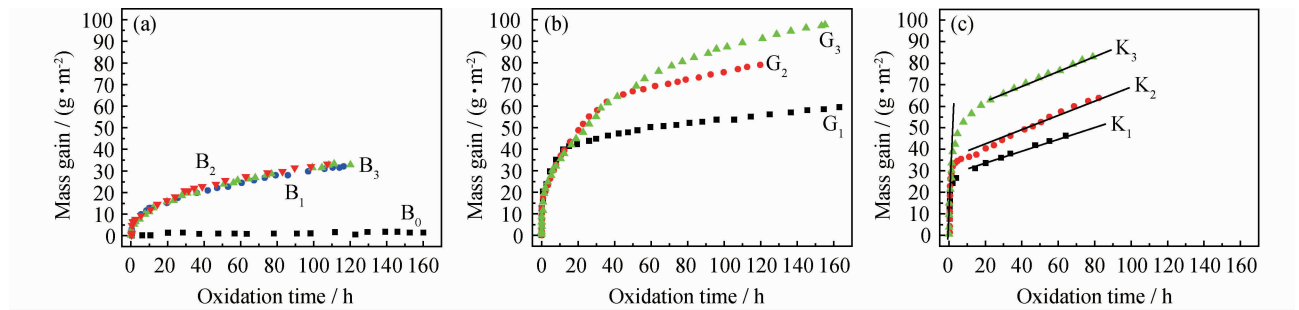


图 3 不同温度条件下 T91 钢水蒸气氧化的  $y-t$  氧化曲线 (a)600℃;(b)680℃;(c)750℃  
Fig. 3 Oxidation curves of T91 steel in atmospheres containing water vapour at different temperatures  
(a) 600℃;(b) 680℃;(c) 750℃

表 1 750℃ 水蒸气氧化的不同氧化阶段拟合参数

Table 1 Parameters of parabolic curve and fitted line for water-vapour oxidation at 750℃

Flow		Rapid oxidation		Stage 1 of slow oxidation	Stage 2 of slow oxidation
K <sub>1</sub>	Fitting equation	$y = -14.96885 + 7.15177t$		$y = 26.57663 + 0.56737t - 0.00316t^2$	$y = 30.4352 + 0.32046t$
	Fitting accuracy	0.8032		0.9941	0.9862
	Time/min	0.5		23	—
K <sub>2</sub>	Fitting equation	$y = -62.30017 + 16.93441t$		$y = 32.53276 + 0.58945t - 0.00211t^2$	$y = 37.9339 + 0.3731t$
	Fitting accuracy	0.9161		0.9818	0.9832
	Time/min	1.0		34	—
K <sub>3</sub>	Fitting equation	$y = -70.73886 + 8.88352t$		$y = 31.81402 + 1.65083t - 0.01632t^2$	$y = 57.78566 + 0.38368t$
	Fitting accuracy	0.9152		0.9511	0.9913
	Time/min	1.5		42	—

形态见图 4。图 4(a)显示 600℃小流量时表面有大量的须状晶芽,且有一定的起伏;随着水蒸气流量的增加,图 4(b)显示出表面形态为成簇的胞状结构,有小孔。随温度的升高,胞状形态由橘皮状转化为花瓣状,见图 4(c);随水蒸气流量的增大,晶芽由薄片状转化为块状,见图 4(d)。前期对高温水蒸气的氧化层组织演变研究<sup>[12]</sup>表明:氧化层生长方式以 650℃左右分界,低于 650℃氧化层最外层出现须状晶芽;高于 700℃氧化层外层出现柱状晶芽和团簇状结构,随着温度的升高,组织变大。

3 分析与讨论

T91 钢表面在高温高压水蒸气中氧化层的形成及剥落机理与低 Cr 钢有明显的区别<sup>[12]</sup>。一般认为 T91

钢种典型的氧化层结构是两层,外层是较厚的 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>,内层是 Fe-Cr 尖晶石结构层。初始时在 T91 钢表面生成 CrFe<sub>2</sub>O<sub>6</sub> 纳米氧化物,它们以该微粒数量的增多而呈堆积式生长,在侧向生长并布满 T91 钢的表面后再不断增厚,生长前沿在 CrFe<sub>2</sub>O<sub>6</sub> 层的内界面和外表面,内界面所需的 O 原子(离子)由外环境气氛中通过 CrFe<sub>2</sub>O<sub>6</sub> 层扩散而来,外表面所需的 Fe 和 Cr 原子(离子)由钢基体通过 CrFe<sub>2</sub>O<sub>6</sub> 层扩散而去,从而形成纳米粒氧化物内层。该层内 Cr 含量较高,对钢的抗氧化性有利。随后在 CrFe<sub>2</sub>O<sub>6</sub> 纳米粒氧化物层的表面生成众多的尖晶石结构的 FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 新晶核,并长成细等轴晶,位向适宜的细等轴晶定向生长成粗柱状晶,这些细等轴晶和粗柱状晶共同组成氧化层的 FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 中层,该层中 Cr 含量较少。继续氧化



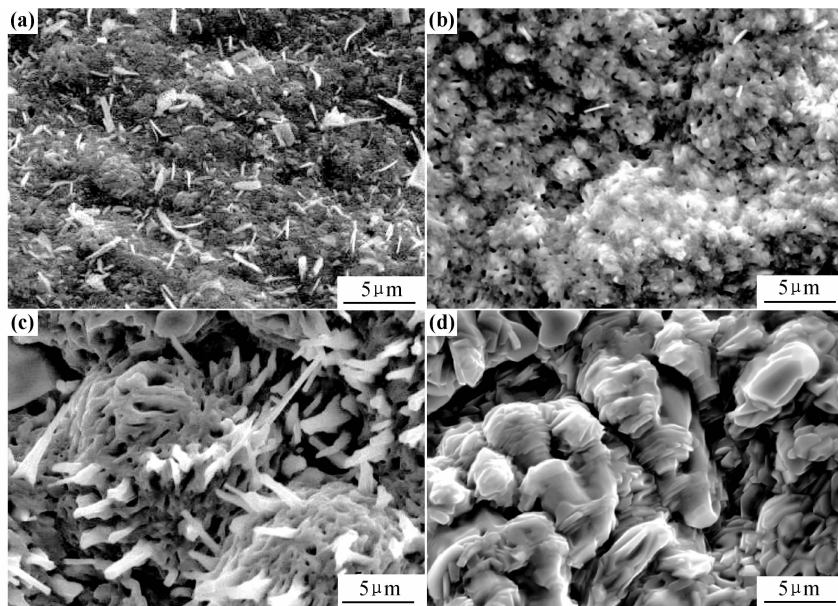


图4 高温水蒸气中氧化层表面形态的 SEM 照片

(a) 600°C, 水蒸气流量 292 L · h<sup>-1</sup>; (b) 600°C, 水蒸气流量 380 L · h<sup>-1</sup>;  
(c) 750°C, 水蒸气流量 474 L · h<sup>-1</sup>; (d) 750°C, 水蒸气流量 692 L · h<sup>-1</sup>

Fig. 4 SEM micrographs of the morphology of outer layer in scales formed at different steam parameters

(a) 600°C, flow with 292 L · h<sup>-1</sup>; (b) 600°C, flow with 380 L · h<sup>-1</sup>;  
(c) 750°C, flow with 474 L · h<sup>-1</sup>; (d) 750°C, flow with 692 L · h<sup>-1</sup>

或氧化温度稍高时,再于 FeCr<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 粗柱状晶层(中层)表面生成 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 晶核,长成 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 细等轴晶覆盖层。Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层的增厚有两个生长前沿,即 CrFe<sub>2</sub>O<sub>4</sub>/Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 界面和 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/O<sub>2</sub> 界面,双向生长成粗柱状晶外层,随着时间的延长,在 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 表层形成 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 层。最外层含有氧化铁是引入压应力的重要因素,能减小降温过程中的残余拉应力<sup>[13]</sup>,有利于抑制服役过程中的氧化层剥落。同时随着时间的延长,内层更加具有保护性。上述研究表明随着水蒸气温度和流量的增加,外氧化层的形貌发生改变。研究表明不同形态的外层氧化膜将对剥落行为有极其重要的影响<sup>[11]</sup>,因此本工作中高温氧化行为的差异主要是由水蒸气温度和流量导致外层氧化物的形态不同引起的。由图 3 可见,低温下表层的氧化膜表面形态较致密,因此流量对氧化增重差异性的影响极小,而当温度升高时,表层氧化膜的形态随着流量的增加,发生显著变化,由低温小流量的致密薄片层转变为多孔的块状结构。低温小流量时由于致密氧化膜的保护作用,氧化膜的增重基本只受合金元素的扩散行为影响,遵守抛物线规律。较高温度时水蒸气流量较小时,形成的多孔的晶芽状氧化膜很快发生失稳氧化,进而转变成线性关系的慢速第二氧化阶段;而流量大的试样经过长时间形成较厚的疏松多孔氧化层后,逐渐过渡到慢速第二氧化阶段。

### 3.1 温度对氧化行为的影响

随着温度的升高,慢速第一氧化阶段的抛物线在单位面积增重坐标轴上的高度增大。氧化时间随氧化温度的升高而缩短,单位面积增重随氧化温度的升高而增大,如图 5 所示。650°C 以上的较高温度和较小的水蒸气流量时,慢速第二氧化阶段的直线规律出现在慢速第一氧化阶段的抛物线规律之后,见图 6(a)。在 700°C 以上的高温和较小的水蒸气流量时,慢速第二氧化阶段的直线规律可以不经过慢速第一氧化阶段的抛物线规律,而直接在初始快速氧化阶段结束时出现,温度愈高这种转化愈直接,见图 6(b)。温度愈高,慢速第二氧化阶段的直线斜率也愈大。

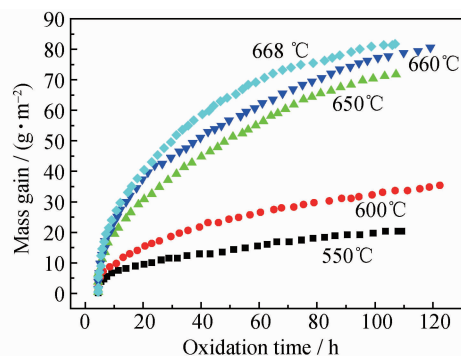
图5 温度对慢速第一氧化阶段  $y-t$  抛物线关系氧化曲线的影响

Fig. 5 Effect of temperature on the first stage in slow oxidation of T91 steel in atmospheres containing water vapor

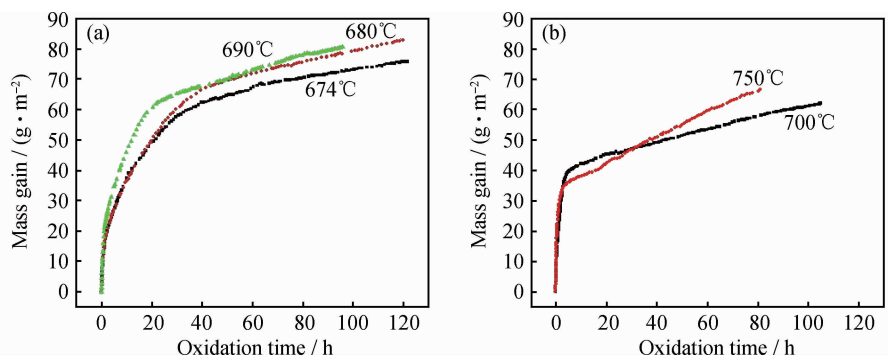


图 6 温度对慢速第二氧化阶段氧化曲线的影响 (a)水蒸气流量  $373 \sim 382 \text{L} \cdot \text{h}^{-1}$ ; (b)水蒸气流量  $360 \sim 474 \text{L} \cdot \text{h}^{-1}$   
Fig. 6 Effect of temperature on the second stage in slow oxidation of T91 steel in atmospheres containing water vapor  
(a) flow with  $373 \sim 382 \text{L} \cdot \text{h}^{-1}$ ; (b) flow with  $360 \sim 474 \text{L} \cdot \text{h}^{-1}$

3.2 流量对氧化行为的影响

水蒸气流量对初始快速氧化阶段的影响表现为：单位面积增重最大值随水蒸气流量的增大而呈线性增加，且随温度升高增速加快(图 7(a))。初始快速氧化阶段的水蒸气氧化速率随温度的升高而单调增大(图 7(b))，但水蒸气流量不改变初始快速氧化阶段的氧化速率。图 8 为不同水蒸气流量下慢速第一氧化阶段氧化速率与温度的关系。550℃时，水蒸气流量对慢速

第一氧化阶段没有影响。600℃时的影响可予忽略。在 650~700℃相同温度下的不同水蒸气流量时， $y-t$  抛物线在较短时间内总是重合的，只有在较长的氧化时间时才会分离， $y-t$  抛物线分离的基本规律如下：随水蒸气流量的增大， $y-t$  抛物线曲线在  $y$  轴上升高，且抛物线幂次增大，抛物线阶段的持续时间延长。显然，水蒸气加剧 T91 钢的高温氧化，且随水蒸气流量的增大，氧化加剧程度增加。

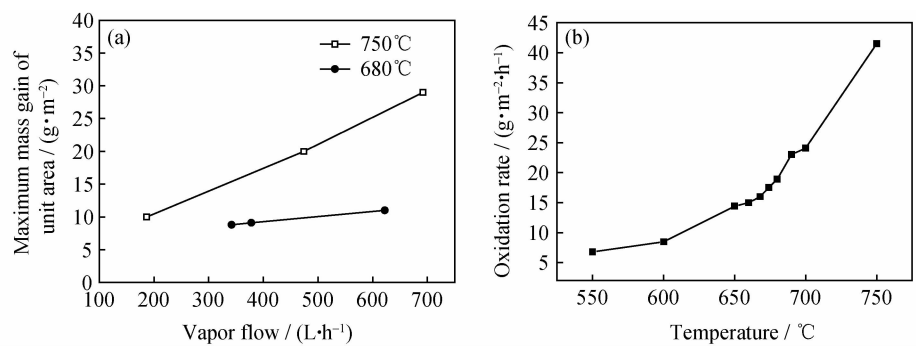


图 7 初始快速氧化阶段氧化行为与水蒸气流量(a)和温度(b)的关系  
Fig. 7 Effect of flow (a) and temperature (b) on the fast oxidation of T91 steel

温度升高时，原子获得额外能量使自身的活动能力增大。氧化速率  $v$  与温度  $T$  的关系，可以用 Arrhenius 方程表示为：

$$v = A \cdot \exp[-Q/RT] \quad (1)$$

式中： $A$  为频率因子； $Q$  为氧化激活能； $R$  为气体常数（其值为  $8.31434 \text{J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ ）； $T$  为热力学温标。式中  $\exp[-Q/RT]$  的物理学意义为原子获得额外能量  $Q$  的概率。对式(1)取对数得

$$\ln v = \ln A - Q/R \cdot T^{-1} \quad (2)$$

由此线性方程的斜率  $Q/R$  即可求得水蒸气氧化激活能  $Q$  值。

初始快速氧化阶段的水蒸气氧化激活能可依据图

6 的数据计算而得： $Q = 63 \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ，频率因子  $A = 57575 \text{g} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ 。慢速第一氧化阶段的水蒸气氧化激活能可依据图 8 的数据，计算而得其平均值  $Q = 212 \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ，标准偏差  $s = 1.7 \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。由于氧化层的阻隔，慢速第一氧化阶段氧化激活能相对于初始快速氧化阶段的氧化激活能显著增大，为初始快速氧化阶段氧化激活能的 3 倍以上。而空气氧化慢速第一氧化阶段的氧化激活能平均值  $Q = 448 \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ ，标准偏差  $s = 41 \text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ 。空气氧化慢速第一氧化阶段的氧化激活能远高于水蒸气氧化慢速第一氧化阶段的氧化激活能，这就是空气对 T91 钢的氧化腐蚀比水蒸气氧化腐蚀弱的原因。

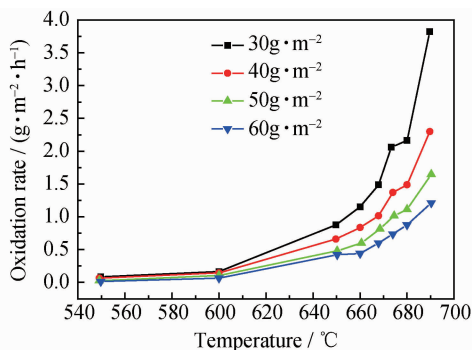


图8 慢速第一氧化阶段的氧化速率与温度的关系

Fig. 8 Effect of temperature on oxidation rate in the first stage of slow oxidation of T91 steel

## 4 结论

(1) 水蒸气氧化过程分为线性的初始快速氧化阶段和之后的抛物线慢速第一氧化阶段及线性的慢速第二氧化阶段。当水蒸气温度较高和流量较小时出现慢速第二氧化阶段。

(2) 初始快速氧化阶段的氧化速率随温度的升高而增大,但水蒸气流量不改变初始快速氧化阶段的氧化速率。初始快速氧化阶段单位面积增重最大值随水蒸气流量的增大而线性增大,且随温度升高而增速加快。

(3) 初始快速氧化阶段的水蒸气氧化激活能  $Q=63\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ ,慢速第一氧化阶段的水蒸气氧化激活能  $Q=212\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ ,而空气氧化慢速第一氧化阶段的氧化激活能平均值  $Q=448\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ 。

## 参考文献

- [1] MASUYAMA F. History of power plants and progress in heat resistant steels[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 612—625.
- [2] 赵彦芬, 张路, 王正品, 等. 高温过热器 T91、T22 管爆管分析[J]. 热力发电, 2004, 11(1): 61—65.  
ZHAO Yan-fen, ZHANG Lu, WANG Zheng-pin, et al. Analysis of tube-burst for T91 and T22 superheater tubes[J]. Thermal Power Generation, 2004, 11(1): 61—65.
- [3] 钟万里, 盘荣旋. 超临界锅炉高温过热器 T91 钢管爆管分析[J]. 理化检验-物理分册, 2009, 45(7): 440—445.  
ZHONG Wan-li, PAN Rong-xuan. Analysis of T91 steel pipe bursting at high temperature superheater in supercritical boiler [J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Part A: Physical Testing), 2009, 45(7): 440—445.
- [4] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003.
- [5] WANG L M, WANG Z B, LU K. Grain size effects on the austenitization process in a nanostructured ferritic steel[J]. Acta

Materialia, 2011, 59(9): 3710—3719.

- [6] 李辛庚, 王学刚, 何家文. 喷丸与电泳沉积稀土薄膜复合处理提高 T91 钢抗水蒸气氧化性能的研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2002, 22(2): 101—104.  
LI Xin-geng, WANG Xue-gang, HE Jia-wen. The property of water vapor oxidation resistance of T91 steel treated by shot blasted and electrophoresis deposited RE coating[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2002, 22(2): 101—104.
- [7] 李辛庚, 何家文. 喷丸处理提高 TP304H 耐热锅炉管抗水蒸气氧化性能应用效果的观察[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2003, 23(3): 171—174.  
LI Xin-geng, HE Jia-wen. Observation of the effect of shot blast- on steam oxidation resistance of TP304H steel boiler tubing [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2003, 23(3): 171—174.
- [8] 王群, 丁彰雄, 詹旺滨. 三种用于锅炉管道涂层材料抗高温氧化性能的研究[J]. 湖南冶金, 2003, 31(1): 12—15.  
WANG Qun, DING Zhang-xiong, ZHAN Wang-bin. Study on performance of resistance to high temperature oxidation of three kinds of coating material for boiler tubes[J]. Hunan Metallurgy, 2003, 31(1): 12—15.
- [9] 耿波, 刘江南, 赵彦芬, 等. T91 钢高温水蒸气氧化层形成机理研究[J]. 铸造技术, 2004, 25(12): 914—918.  
GENG Bo, LIU Jiang-nan, ZHAO Yan-fen, et al. Mechanism of the formation of the oxidation layers of T91 steel tube under the high temperature water vapour[J]. Foundry Technology, 2004, 25(12): 914—918.
- [10] 王正品, 张路, 刘江南, 等. 电站用 T22 与 T91 管高温蒸汽氧化的失效分析[J]. 铸造技术, 2004, 25(7): 523—525.  
WANG Zheng-pin, ZHANG Lu, LIU Jiang-nan, et al. Failure analysis of high temperature steam oxidation of T22 and T91 tubes for power station[J]. Foundry Technology, 2004, 25(7): 523—525.
- [11] EBERLE F, ANDERSON C H. Scaling behavior of superheater tube alloys in ASME high-temperature steam research tests at 1100-1500F[J]. Trans ASME, 1962, 84(4): 223—257.
- [12] 刘江南, 赵彦芬, 耿波, 等. T91 钢高温高压水蒸气氧化膜微观组织结构研究[J]. 铸造技术, 2005, 26(3): 202—204.  
LIU Jiang-nan, ZHAO Yan-fen, GENG Bo, et al. Research on the microstructure of the oxidation film of T91 steel tube under the high temperature and high pressure water vapor[J]. Foundry Technology, 2005, 26(3): 202—204.
- [13] DOOLEY R B, PATERSON S J. Oxide Growth and Exfoliation in Steam; Plant Experience[R]. Teddington: National Physical Laboratory, 2003.

收稿日期: 2012-03-28; 修订日期: 2013-04-23

作者简介: 耿波 (1977—), 男, 工程师, 主要从事电站金属材料的高温氧化工作, 联系地址: 江苏省苏州市西环路 1788 号苏州热工研究院有限公司 (215004), E-mail: gengbo@cgnpc.com.cn