

生物质直燃锅炉过热器管材的高温腐蚀动力学特性

刘博, 陈晓平, 梁财, 刘道银, 马吉亮

(东南大学能源与环境学院, 南京210096)

摘要: 针对生物质中氯含量较高, 生物质直燃锅炉在运行中经常发生氯引起的过热器高温腐蚀问题, 模拟生物质直燃锅炉过热器工作的温度条件和含HCl的烟气气氛, 利用管式炉采用增重法对15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G, T91, TP347H和0Cr25Ni20七种常用的过热器管材进行高温腐蚀实验。研究各管材的腐蚀增重拟合曲线, 并基于热分析动力学方法对高温腐蚀的动力学模型进行分析。结果表明, 腐蚀增重符合抛物线规律, 温度和HCl浓度对腐蚀速度影响显著。7种管材中, T91, TP347H, 0Cr25Ni20具有较好的耐高温腐蚀性能, 这可能与它们的合金组分中较高的镍含量有关。动力学分析结果显示, 高温腐蚀反应遵循一维扩散动力学模型。

生物质直燃发电是当前较为成熟、可大规模商业应用的生物质能利用技术, 全球约90%的生物质能源转化都采用直燃发电的方式^[1]

。生物质钾和氯含量较高, 尤其是秸秆、稻壳等农业废弃物, 因而生物质直燃锅炉在运行中常遇到严重的高温腐蚀问题, 导致锅炉偏离设计工况、效率降低、运行和维护成本升高^[2-4]

。文献[5-7]对高温腐蚀的机理和影响因素进行了研究

。Grabke等^[5]

研究发现, 在气氛中有HCl或金属表面有碱金属氯化物存在时, 高温腐蚀遵循活化氧化反应机理, 氯气使金属持续由金属/氧化

膜界面向氧化膜外侧

迁移, 并转化为金属氧化物, 氯气在反应

中起到催化剂的作用。Michelsen等^[6]和Nielsen等^[7]

研究认为, 生物质直燃锅炉过热器积灰中的KCl是导致严重高温腐蚀的主要因素。金属温度在520℃以上时, 高温腐蚀显著加速^[7]。

Montgomery等^[8-9]

对多种合金材料高温腐蚀的研究发现, 铬含量高的奥氏体钢会发生晶界腐蚀和对铬的选择性腐蚀。文献[10-12]的研究表明, 合金中添加铬、镍、硅、铝有助于提升其耐高温腐蚀性能, 添加钼、铌、钽和钛可以减少晶界腐蚀造成的铬损失。印佳敏等^[13]和王永征等^[14]

研究多种过热器管材在含HCl气氛中的高温腐蚀发现, 各管材的腐蚀增重符合抛物线规律, 腐蚀速度随着温度和HCl浓度的升高而增加。以上均是针对过热器高温腐蚀领域开展的研究, 但对生物质直燃锅炉的多种过热器管材的高温腐蚀特性的研究较少。因此, 本文模拟生物质直燃锅炉烟气气氛, 对7种常用的过热器管材进行高温腐蚀实验, 研究温度和HCl浓度对各管材高温腐蚀的影响, 并采用热分析动力学方法对腐蚀动力学特性进行分析, 从而进一步深化对生物质直燃锅炉过热器高温腐蚀问题的认识。

1实验

1.1实验材料和方法

本文对15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G, T91, TP347H和0Cr25Ni20七种常用的过热器管材进行高温腐蚀实验, 各管材的化学组成如表1所示。进行腐蚀实验前, 将各管材切割成10mm×10mm×2mm的试片, 用1000目SiC砂纸打磨, 再用丙酮和去离子水进行超声波清洗, 用滤纸吸干表面后将试片置于105℃干燥箱中干燥30min。

表 1 7 种实验管材的化学组成

管材	15CrMoG	12Cr1MoVG	12Cr2MoWVTiB	20G	T91	TP347H	0Cr25Ni20
w(C)	0.12~0.18	0.08~0.15	0.08~0.15	0.17~0.23	0.07~0.14	0.04~0.10	≤0.08
w(Si)	0.17~0.37	0.17~0.37	0.45~0.75	0.17~0.37	0.20~0.50	≤1.00	≤1.00
w(Mn)	0.40~0.70	0.40~0.70	0.45~0.65	0.35~0.65	0.30~0.60	≤2.00	≤2.00
w(Ni)					≤0.40	9.0~13.0	19.00~22.00
w(Cr)	0.80~1.10	0.90~1.20	1.60~2.10		8.0~9.5	17.0~19.0	24.00~26.00
w(Mo)	0.40~0.55	0.25~0.35	0.50~0.65		0.85~1.05		
w(V)		0.15~0.30	0.28~0.42		0.18~0.25		
w(Nb)					0.06~0.10	0.32~1.10	
w(N)					0.03~0.07		
w(Al)					≤0.02		
w(Ti)			0.08~0.18		≤0.01		
w(Zr)					≤0.01		
w(B)			0.002~0.008				
w(W)			0.30~0.55				
w(P)	≤0.025	≤0.025	≤0.025	≤0.025	≤0.020	≤0.045	≤0.035
w(S)	≤0.015	≤0.010	≤0.015	≤0.015	≤0.010	≤0.030	≤0.030

图1为高温腐蚀实验系统示意图。水平管式炉采用电阻丝加热，使用内径40mm的刚玉管作为反应器，两端用法兰密封。实验时，将平放于瓷舟中的试样送入刚玉管的恒温区（温差±5℃）。腐蚀气氛配气分别由氮气、氧气和混有250 0mL/m³ HCl的氮气气瓶供给，气量通过转子流量计控制，配气在混气装置中充分混合后通入反应器，流量保持在100 mL/min。反应的尾气通入NaOH溶液中，吸收残余HCl后排入大气。

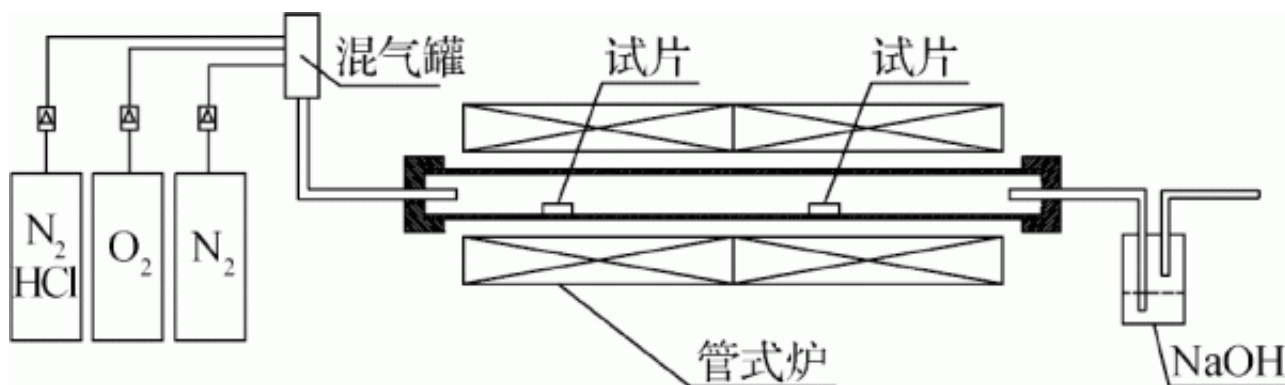


图 1 高温腐蚀实验系统

按不同的研究目的将高温腐蚀实验分为2组：①研究温度对高温腐蚀的影响。模拟烟气气氛500mL/m³

HCl+6%O₂+N₂

，分别在400，500，600℃的反应温度下对各管材试片进行腐蚀，腐蚀周期为168h。②研究HCl浓度对高温腐蚀的影响。反应温度为500℃，分别在500mL/m³ HCl+6%O₂+N₂和2000mL/m³

HCl+6%O₂+N₂

的模拟烟气气氛中对各管材试片进行腐蚀，腐蚀周期为168h。采用增重法测定腐蚀量，使用SartoriusTM电子分析天平（精度0.01mg）每间隔一定时间对试样进行称重。

1.2热分析动力学方法

非均相反应体系在定温条件下的动力学方程^[15]为

$$\frac{d\alpha}{dt} = k(T)f(\alpha) \quad (1)$$

式中, α 为反应物向产物转化的百分率; t 为时间; $f(\alpha)$ 为动力学模式函数, 表示反应的机理; $k(T)$ 为反应速率常数, 常用 Arrhenius 公式来表达, 即

$$k(T) = A \exp(-E/(RT)) \quad (2)$$

式中, A 为指前因子; E 为活化能; R 为普适气体常数; T 为热力学温度. 动力学模式函数积分形式为

$$G(\alpha) = \int_0^{\alpha} d\alpha / f(\alpha) = \int_0^t A \exp(-E/(RT)) dt = k(T)t \quad (3)$$

根据不同的速率控制步骤 (如产物晶核的形成和生长、相界面反应或产物气体的扩散等) 选择不同的动力学模式函数, 常用的反应动力学模式函数如表2所示。

表2 常用的反应动力学模式函数^[45]

模式	$f(\alpha)$	$G(\alpha)$
二级相界面反应	$2(1-\alpha)^{1/2}$	$1 - (1-\alpha)^{1/2}$
三级相界面反应	$3(1-\alpha)^{2/3}$	$1 - (1-\alpha)^{1/3}$
一维扩散 (抛物线法则)	$(1/2)\alpha^{-1}$	α^2
二维扩散 (Valensi)	$[-\ln(1-\alpha)]^{-1}$	$\alpha + (1-\alpha)\ln(1-\alpha)$
三维扩散 (Jander)	$(3/2)(1-\alpha)^{2/3}[1 - (1-\alpha)^{1/3}]^{-1}$	$[1 - (1-\alpha)^{1/3}]^2$
三维扩散 (Ginstrom-Brounshtein)	$(3/2)[(1-\alpha)^{-1/3} - 1]^{-1}$	$1 - 2\alpha/3 - (1-\alpha)^{2/3}$

根据式 (3) 将腐蚀增重数据与动力学模式相结合, 确定腐蚀反应所遵循的最概然模式函数 $f(\alpha)$, 求出指前因子 A 、活化能 E , 最终得到腐蚀反应速率表达式。具体步骤如下。

① 由试样在某个温度下的增重数据计算腐蚀反应转化分数,即

$$\alpha = \frac{\Delta m}{\Delta m_{168}} \quad (4)$$

式中, Δm 和 Δm_{168} 分别为试样在 t 时刻和 168 h 时的腐蚀增重.

② 将实验数据 α 代入表 2 的模式函数 $G(\alpha)$ 中,计算得到一组 $G(\alpha)$ 实验值的数据,并对其进行线性拟合.由式(3)可知拟合直线的斜率即为反应速率常数 $k(T)$.通过拟合直线方程得到一组 $G(\alpha)$ 拟合值的数据.按下式计算该模式函数实验值和拟合值的相对误差 S :

$$S = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |G_1(\alpha) - G_2(\alpha)|^2} \quad (5)$$

式中, $G_1(\alpha)$ 和 $G_2(\alpha)$ 分别为 $G(\alpha)$ 的实验值和拟合值.

③ 重复步骤②,将实验数据 α 代入表 2 各模式函数,并选取 S 最小的 $G(\alpha)$ 为最概然模式函数.

④ 重复步骤① ~ ③,分别确定腐蚀反应在 400, 500, 600 °C 的温度下的最概然模式函数及其对应的反应速率常数 $k(T)$.根据下式:

$$\ln(k(T)) = \ln A - E/(RT) \quad (6)$$

可通过线性拟合求出指前因子 A 和活化能 E ,最后得到腐蚀动力学方程.

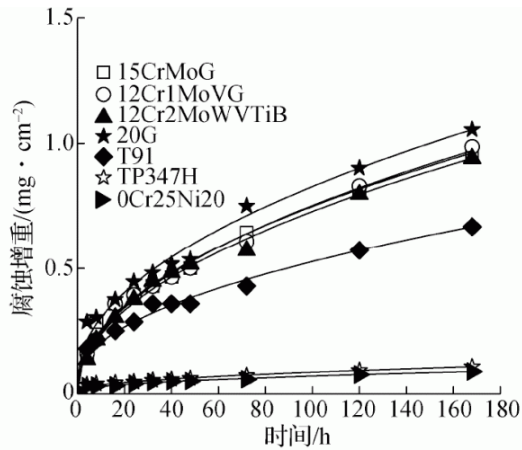
2结果和讨论

2.1腐蚀增重曲线

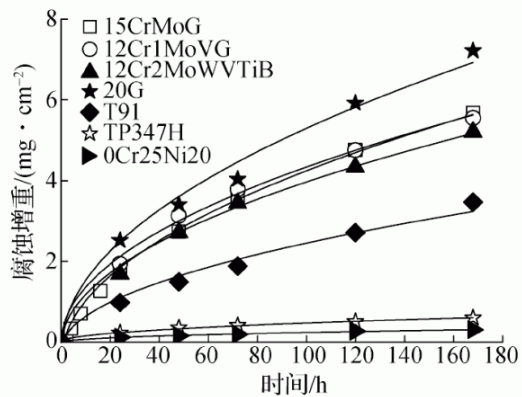
在不同HCl浓度和反应温度下7种管材试片的腐蚀增重曲线如图2所示，各试片均在腐蚀初始阶段增重较快，在腐蚀后期增重速度减缓。这是由于在腐蚀初期，金属表面的氧化膜较薄，腐蚀性气体能较快扩散至金属表面发生反应。随着腐蚀反应的进行，金属表面的氧化层不断增厚，阻碍了腐蚀性气体扩散至金属/氧化层界面，减缓了腐蚀反应的进行。腐蚀增重符合抛物线规律，其拟合曲线方程可用下式表示：

$$\Delta m = K_p t^{\frac{1}{2}} + C \quad (7)$$

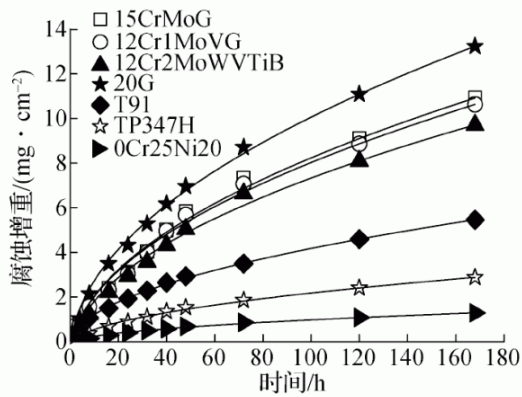
式中， Δm 为试样在 t 时刻单位面积的腐蚀增重， mg/cm^2 ； K_p 为抛物线速度常数； C 为积分常数。



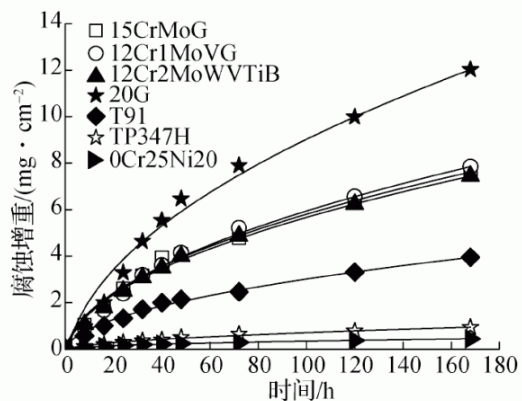
(a) 温度 400 °C, HCl 浓度 500 mL/m³



(b) 温度 500 °C, HCl 浓度 500 mL/m³



(c) 温度 600 °C, HCl 浓度 500 mL/m³



(d) 温度 500 °C, HCl 浓度 2 000 mL/m³

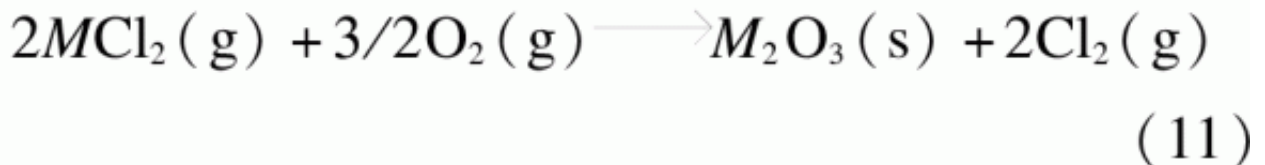
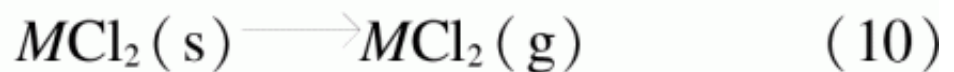
图 2 7 种管材在不同反应条件下的腐蚀增重

2.2 温度的影响

由管材腐蚀增重曲线的 K_p 随温度的变化可以看出, 各管材的 K_p 在400℃时都较低。15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G的 K_p 随着温度升高几乎呈线性增加, 20G尤为显著。而T91, TP347H, 0Cr25Ni20的 K_p 增加较缓, 尤其是TP347H和0Cr25Ni20, 在温度由400℃升至500℃时 K_p 的变化几乎可以忽略, 600℃时略有增加。上述结果表明, 15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G的腐蚀速度在温度高于400℃时增加显著; 而T91, TP347H, 0Cr25Ni20的腐蚀速度在400~600℃区间始终保持较低水平, 表现出较好的耐高温腐蚀性能。因此, 根据生物质直燃锅炉各受热面的工作温度, 高温过热器/再热器宜选择T91, TP347H, 0Cr25Ni20作为管材, 低温过热器/再热器、省煤器可选择15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G作为管材。

2.3 HCl浓度的影响

由管材增重曲线的 K_p 随HCl浓度的变化可以看出, HCl浓度由500mL/m³提高至2000mL/m³时, 15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G的 K_p 明显增加, 其中20G增幅最大。而T91, TP347H, 0Cr25Ni20的 K_p 增幅很小。上述结果表明, 15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G的腐蚀速度随着HCl浓度提高而显著增加; 而T91, TP347H, 0Cr25Ni20的腐蚀速度无明显增加, 表现出更好的耐高温腐蚀性能。7种管材在不同条件下腐蚀增重的拟合曲线方程见表3。



2.4 高温腐蚀机理

根据活化氧化反应理论, 氯气在高温腐蚀过程中起到催化剂的作用, 仅需少量氯气即能使铁、铬、镍持续由金属基体向腐蚀产物迁移^[5-7], 反应方程如下:

表 3 7 种管材在不同条件下腐蚀增重的拟合曲线方程

管材	温度/℃	HCl 浓度/ (mL·m ⁻³)	拟合曲线方程	R ²	K _p
15CrMoG	400	500	$\Delta m = 0.0720t^{1/2} + 0.0281$	0.9891	0.0720
	500	500	$\Delta m = 0.4709t^{1/2} - 0.4652$	0.9903	0.4709
	500	2000	$\Delta m = 0.6130t^{1/2} - 0.3283$	0.9878	0.6130
	600	500	$\Delta m = 0.9069t^{1/2} - 0.8303$	0.9846	0.9069
12Cr1MoVG	400	500	$\Delta m = 0.0740t^{1/2} + 0.0116$	0.9930	0.0740
	500	500	$\Delta m = 0.4349t^{1/2} - 0.0120$	0.9960	0.4349
	500	2000	$\Delta m = 0.6452t^{1/2} - 0.5125$	0.9851	0.6452
	600	500	$\Delta m = 0.8780t^{1/2} - 0.7500$	0.9859	0.8780
12Cr2MoWVTiB	400	500	$\Delta m = 0.0717t^{1/2} + 0.0111$	0.9938	0.0717
	500	500	$\Delta m = 0.4067t^{1/2} - 0.1011$	0.9956	0.4067
	500	2000	$\Delta m = 0.6000t^{1/2} - 0.3361$	0.9922	0.6000
	600	500	$\Delta m = 0.8058t^{1/2} - 0.7257$	0.9858	0.8058
20G	400	500	$\Delta m = 0.0767t^{1/2} + 0.0601$	0.9808	0.0767
	500	500	$\Delta m = 0.5502t^{1/2} - 0.2055$	0.9861	0.5502
	500	2000	$\Delta m = 1.0129t^{1/2} - 1.1050$	0.9706	1.0129
	600	500	$\Delta m = 1.0728t^{1/2} - 0.6639$	0.9941	1.0728
T91	400	500	$\Delta m = 0.0473t^{1/2} + 0.0535$	0.9764	0.0473
	500	500	$\Delta m = 0.2651t^{1/2} - 0.1994$	0.9745	0.2651
	500	2000	$\Delta m = 0.3154t^{1/2} - 0.1404$	0.9901	0.3154
	600	500	$\Delta m = 0.4344t^{1/2} - 0.1674$	0.9966	0.4344
TP347H	400	500	$\Delta m = 0.0073t^{1/2} + 0.0117$	0.9614	0.0073
	500	500	$\Delta m = 0.0461t^{1/2} + 0.0095$	0.9945	0.0461
	500	2000	$\Delta m = 0.0779t^{1/2} - 0.0727$	0.9777	0.0779
	600	500	$\Delta m = 0.2389t^{1/2} - 0.2105$	0.9876	0.2389
0Cr25Ni20	400	500	$\Delta m = 0.0060t^{1/2} + 0.0096$	0.9572	0.0060
	500	500	$\Delta m = 0.0240t^{1/2} - 0.0025$	0.9944	0.0240
	500	2000	$\Delta m = 0.0353t^{1/2} - 0.0140$	0.9934	0.0353
	600	500	$\Delta m = 0.1076t^{1/2} - 0.1029$	0.9859	0.1076

式中，M表示金属元素。氯化氢氧化生成氯气，氯气通过氧化膜中的裂缝和孔隙扩散至金属/氧化膜界面，与金属反应生成金属氯化物。金属氯化物在金属/氧化膜界面具有较高蒸气压，挥发并向氧化膜外侧扩散。距离金属/氧化膜界面越远，氧化膜中的氧气浓度越高，金属氯化物在向外扩散过程发生氧化并转化为金属氧化物和氯气。生成的氯气一部分又扩散回金属表面，重新开始活化氧化反应。

由前述腐蚀实验的结果可知，随着温度或HCl浓度的提高，管材的腐蚀速度加快，分析其原因为：根据Arrhenius公式，温度升高，活化氧化反应（8）~（12）的反应速率提高，使腐蚀加速。另外，随着温度升高，金属氯化物的蒸气压升高^[11]。

。更高的蒸气压意味着生成的金属氯化物能够更快地挥发并向氧化膜外扩散，从而推动反应（9）~（12）加速朝正向进行，腐蚀加剧。反应气氛HCl浓度的升高，推动反应（8）朝正向进行，生成更多氯气，烟气侧与金属/氧化膜界面之间的氯气浓度梯度增大，加快氯气在氧化膜中的扩散速度，使氯气更快抵达金属/氧化膜界面与金属发生反应，导致高温腐蚀加剧。

随着温度和HCl浓度的提高，T91，TP347H，0Cr25Ni20相对其他4种管材明显表现出更好的耐高温腐蚀性能，这与它们具有较高的镍含量有关。合金组分对其高温腐蚀的影响，可从金属与氯气反应时的吉布斯自由能和热力学稳定相两方面来说明。铁、铬、镍与氯气在600℃反应生成FeCl₂，CrCl₂，NiCl₂

的吉布斯自由能分别为-232.1，-286.0，-174.2kJ/mol，其中镍对应的吉布斯自由能最高，即镍最难与氯气发生反应^[11]

。金属与氯气反应发生在金属/氧化膜界面, 此处的氧气分压 $p(\text{O}_2)$ 很低, 氯气分压 $p(\text{Cl}_2)$ 较高^[5, 11]

。由图3可以看出, 在图左侧的低氧分压区, 当氯气分压升高至某一临界值时, 金属氧气氯气反应体系中的稳定相便由金属转化为金属氯化物。而镍对应的氯气分压临界值比铁、铬更高, 即在金属/氧化膜界面与氯气反应时, 镍比铁和铬更稳定。以上分析说明, 与氯气反应时, 铁、铬、镍3种金属中镍最不活泼。因此, 镍含量的提高能够使合金的耐高温腐蚀性能增强。

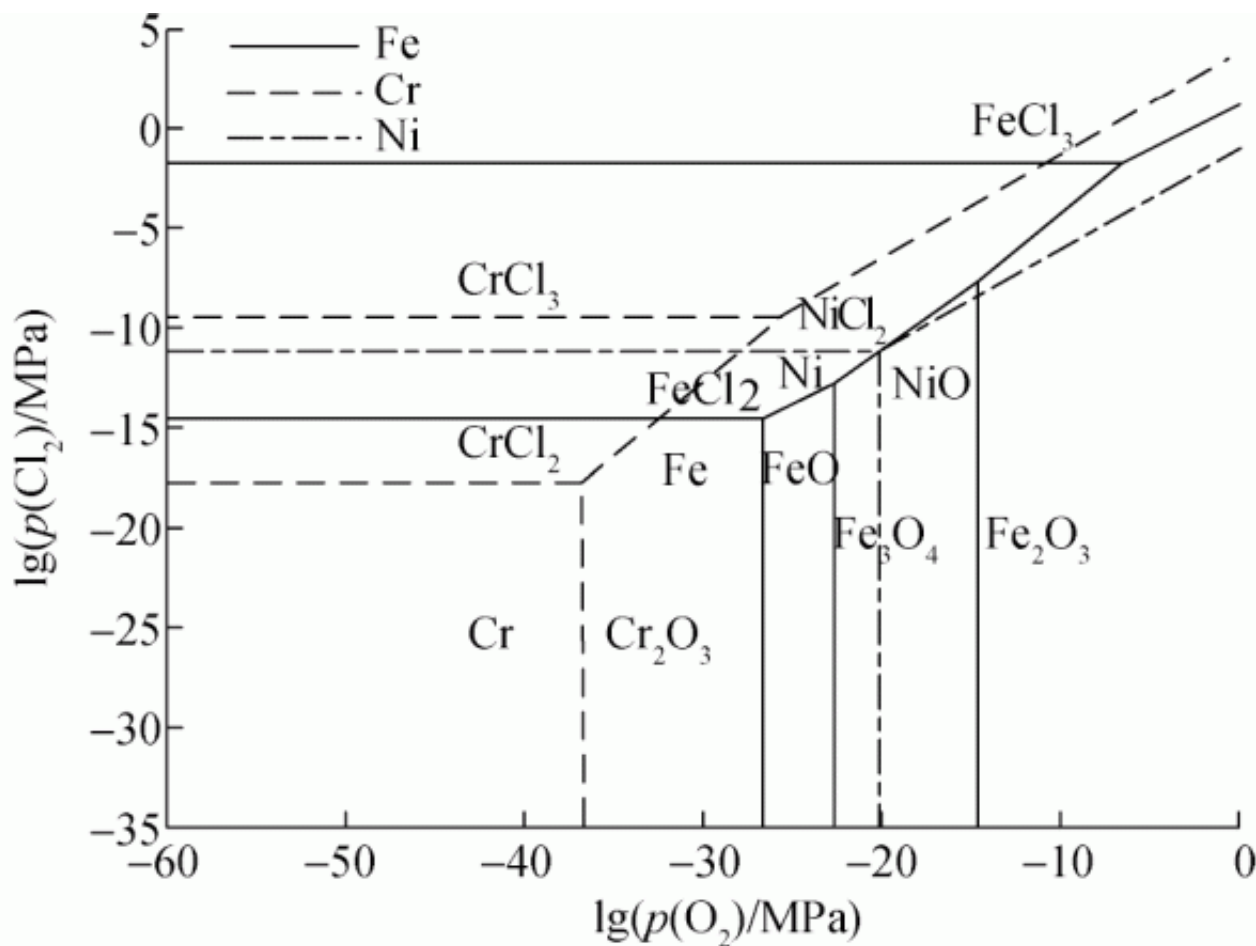


图3 600 °C 金属-氧气-氯气反应体系热力学稳定相图^[11]

2.5 腐蚀动力学分析

按1.2节所述的热分析动力学方法, 将各管材腐蚀增重数据转换为转化分数的形式, 代入表2的函数中进行计算。结果显示, 15CrMoG, 12Cr1MoVG, 12Cr2MoWVTiB, 20G, T91, TP347H, 0Cr25Ni20腐蚀反应的最概然模式函数均为一维扩散模式, 活化能、指前因子和反应动力学方程如表4所示。由表可看出, T91, TP347H, 0Cr25Ni20的活化能与其他4种管材相比明显更高。

表 4 7 种管材的高温腐蚀反应动力学方程

管材	反应动力学方程	指前因子 A	活化能 $E/(J \cdot mol^{-1})$
15CrMoG	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.007\ 25 \exp(-141.92/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.007 25	1 179.37
12Cr1MoVG	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.007\ 22 \exp(-142.89/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.007 22	1 187.40
12Cr2MoWVTiB	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.007\ 26 \exp(-144.86/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.007 26	1 203.80
20G	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.006\ 88 \exp(-108.87/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.006 88	904.72
T91	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.007\ 34 \exp(-168.67/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.073 40	1 401.68
TP347H	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.008\ 04 \exp(-241.77/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.008 04	2 009.14
0Cr25Ni20	$\frac{d\alpha}{dt} = 0.008\ 58 \exp(-280.87/T) [(1/2)\alpha^{-1}]$	0.008 58	2 334.00

3结论

1) 管材的腐蚀增重符合抛物线规律。随着温度或HCl浓度的升高, 15CrMoG, 12Cr1MoVG, 2Cr2MoWVTiB和20G的腐蚀速度显著加快, 而T91, TP347H和0Cr25Ni20的腐蚀速度增幅较小。

提高合金的镍含量可增强其耐高温腐蚀性能。

2) 高温腐蚀遵循活化氧化反应机理。随着温度的升高, 活化氧化反应速率加快, 金属氯化物蒸气压提高, 挥发速度加快; 随着HCl浓度的升高, 氯气生成量增加, 烟气侧至金属表面的氯气浓度梯度增加, 氯气扩散速度加快。

3) 高温腐蚀反应遵循一维扩散模式。与其他4种管材相比, T91, TP347H, 0Cr25Ni20具有较高的活化能。

参考文献 (References)

- [1] International Renewable Energy Agency. Renewable energy cost analysis: Biomass for power generation[R]. Abu Dhabi: IRENA, 2012.
- [2] Baxter L L, Miles T R, Miles T R, et al. The behavior of inorganic material in biomass-fired power boilers: field and laboratory experiences[J]. *Fuel Processing Technology*, 1998, **54**(1): 47 - 78. DOI: 10.1016/S0378-3820(97)00060-X.
- [3] Frandsen F J. Utilizing biomass and waste for power production—A decade of contributing to the understanding, interpretation and analysis of deposits and corrosion products[J]. *Fuel*, 2005, **84**(10): 1277 - 1294. DOI: 10.1016/j.fuel.2004.08.026.
- [4] Sandberg J, Karlsson C, Fdhila R B. A 7 year long measurement period investigating the correlation of corrosion, deposit and fuel in a biomass fired circulated fluidized bed boiler[J]. *Applied Energy*, 2011, **88**(1): 99 - 110. DOI:10.1016/j.apenergy.2010.07.025.
- [5] Grabke H J, Reese E, Spiegel M. The effects of chlorides, hydrogen chloride, and sulfur dioxide in the oxidation of steels below deposits[J]. *Corrosion Science*, 1995, **37**(7): 1023 - 1043. DOI:10.1016/0010-938X(95)00011-8.
- [6] Michelsen H P, Frandsen F, Dam-Johansen K, et al. Deposition and high temperature corrosion in a 10 MW straw fired boiler[J]. *Fuel Processing Technology*, 1998, **54**(1): 95 - 108. DOI: 10.1016/S0378-3820(97)00062-3.
- [7] Nielsen H P, Frandsen F J, Dam-Johansen K, et al. The implications of chlorine-associated corrosion on the operation of biomass-fired boilers[J]. *Progress in Energy and Combustion Science*, 2000, **26**(3): 283 - 298. DOI:10.1016/S0360-4285(00)00003-4.
- [8] Montgomery M, Karlsson A. In-situ corrosion investigation at Masnedø CHP plant—A straw-fired power plant[J]. *Materials and Corrosion*, 1999, **50**(10): 579 - 584. DOI:10.1002/(sici)1521-4176(199910)50:10<579::aid-maco579>3.0.co;2-m.
- [9] Montgomery M, Karlsson A, Larsen O H. Field test corrosion experiments in Denmark with biomass fuels.

- Part 1: Straw-firing [J]. *Materials and Corrosion*, 2002, **53** (2): 121 - 131. DOI: 10.1002/1521-4176 (200202)53:2 <121::aid-maco121>3.0.co;2-r.
- [10] Antunes R A, de Oliveira M C L. Corrosion in biomass combustion: A materials selection analysis and its interaction with corrosion mechanisms and mitigation strategies[J]. *Corrosion Science*, 2013, **76**: 6 - 26. DOI:10.1016/j.corsci.2013.07.013.
- [11] Zahs A, Spiegel M, Grabke H J. Chloridation and oxidation of iron, chromium, nickel and their alloys in chloridizing and oxidizing atmospheres at 400—700 °C [J]. *Corrosion Science*, 2000, **42** (6): 1093 - 1122. DOI:10.1016/S0010-938X(99)00142-0.
- [12] Niu Y Q, Tan H Z, Hui S E. Ash-related issues during biomass combustion-alkali-induced slagging, silicate melt-induced slagging (ash fusion), agglomeration, corrosion, ash utilization, and related countermeasures [J]. *Progress in Energy and Combustion Science*, 2016, **52**: 1 - 61. DOI: 10.1016/j.peccs.2015.09.003.
- [13] 印佳敏, 吴占松. TP347H 在生物质锅炉过热器气相条件下的腐蚀特性(I) [J]. *热力发电*, 2009, **38** (7): 27 - 31.
Yin Jiamin, Wu Zhansong. Corrosive characters of TP347H steel in superheater's atmosphere of biomass-burned boiler[J]. *Thermal Power Generation*, 2009, **38** (7): 27 - 31. (in Chinese)
- [14] 王永征, 姜磊, 岳茂振, 等. 生物质混煤燃烧过程中受热面金属氯腐蚀特性试验研究[J]. *中国电机工程学报*, 2013, **33** (20): 88 - 95.
Wang Yongzheng, Jiang Lei, Yue Maozhen, et al. Experimental study on characteristics of chlorine corrosion to heating surface metal during co-firing of coal and biomass[J]. *Proceedings of the CSEE*, 2013, **33** (20): 88 - 95. (in Chinese)
- [15] 胡荣祖, 史启祯. 热分析动力学[M]. 北京: 科学出版社, 2001: 2 - 14.

原文地址: <http://www.china-nengyuan.com/tech/162513.html>