doi：10. 12068/j. issn. 1005－3026. 2026. 20250094

高钛渣对复合莫来石砖的侵蚀研究

厉 英[1,2]，李 辉[1,2]，唐文博[1,3]，蔡新宇[1,2]
（1. 东北大学 冶金学院，辽宁 沈阳 110819；2. 辽宁省冶金传感器材料及技术重点实验室，辽宁 沈阳 110819；
3. 攀钢集团攀枝花钢铁研究院有限公司，四川 攀枝花 617000）

摘 要：为探究高钛渣对高炉炉缸耐火材料的侵蚀行为，以复合莫来石砖为研究对象，采用静态侵蚀法系统考察了高钛渣中TiO_2（质量分数20%~26%）、FeO（质量分数0. 5%~2. 5%）及温度（1 400~1 500 ℃）对侵蚀速率的影响. 结果表明，随TiO_2，FeO含量及温度升高，侵蚀速率分别由0. 61增至1. 35 mm·h^{-1}，0. 71增至1. 03 mm·h^{-1}，0. 14增至0. 84 mm·h^{-1}. 其侵蚀机制主要为双向物质迁移：一方面，渣中CaO，MgO，TiO_2等组分向砖内渗透并发生反应；另一方面，砖体组分亦向渣中溶解扩散. 提高TiO_2，FeO含量及温度会显著降低高钛渣黏度，改善其流动性，从而促进渣体向砖内渗透，并加快砖体与渣中氧化物间的化学反应，最终加剧侵蚀. 此外，温度升高还直接促进了复合莫来石砖组分的溶解. 砖中引入的SiC因与高钛渣润湿性较差，有助于增强材料的抗侵蚀能力.

关 键 词：复合莫来石砖；侵蚀；TiO_2含量；FeO含量；高钛渣
中图分类号：TF 572 **文献标志码：**A **文章编号：**1005-3026(2026)06-0060-08

Study on Erosion of Composite Mullite Bricks by High-Titanium Slag

LI Ying[1,2], *LI Hui*[1,2], *TANG Wen-bo*[1,3], *CAI Xin-yu*[1,2]
（1. School of Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China; 2. Liaoning Key Laboratory for Metallurgical Sensor Materials and Technology, Shenyang 110819, China; 3. Pangang Group Panzhihua Iron and Steel Research Institute Co., Ltd., Panzhihua 617000, China. Corresponding author: LI Ying, E-mail: liying@mail.neu.edu.cn）

Abstract: To investigate the erosion behavior of high-titanium slag on blast furnace hearth refractories, composite mullite bricks were taken as the research object, and the effects of TiO_2 (mass fraction of 20%~26%), FeO (mass fraction of 0. 5%~2. 5%), and temperature (1 400~1 500 ℃) in the high-titanium slag on the erosion rate were systematically investigated using a static erosion method. The results indicate that as the TiO_2 content, FeO content, and temperature increase, the erosion rate increases from 0. 61 to 1. 35 mm·h^{-1}, from 0. 71 to 1. 03 mm·h^{-1}, and from 0. 14 to 0. 84 mm·h^{-1}, respectively. The erosion mechanism mainly involves bidirectional mass transfer: on the one hand, components such as CaO, MgO, and TiO_2 in the slag penetrate into the brick and react; on the other hand, components of the brick dissolve and diffuse into the slag. Increasing the TiO_2 and FeO contents and the temperature significantly reduces the viscosity of the high-titanium slag and improves its fluidity, thereby promoting the penetration of the slag into the brick and accelerating the chemical reactions between the brick and the oxides in the slag, which ultimately exacerbates the erosion. Furthermore, the temperature rise directly promotes the dissolution of components of the composite mullite bricks. SiC introduced into the bricks helps to enhance the erosion resistance of the material due to its poor wettability with the high-titanium slag.

Key words: composite mullite brick; erosion; TiO_2 content; FeO content; high-titanium slag

收稿日期：2025-07-31
基金项目：国家自然科学基金资助项目（92475203，52474374）.
作者简介：厉 英（1963—），女，安徽合肥人，东北大学教授，博士生导师.
通信作者：厉 英，E-mail：liying@mail.neu.edu.cn.

钒钛磁铁矿是一种富含多种有价元素(如钒、钛、铬、铁等)的复合矿,在我国主要分布于攀西、承德等地区,其中攀西地区的钒钛磁铁矿储量高达80亿t[1-2].需针对钒钛磁铁矿的特性对高炉耐火材料的影响开展深入研究.

在高炉高效化、大型化的趋势下,高炉长寿已经成为炼铁行业不可忽略的重要技术指标,而耐火材料的质量是影响高炉长寿的一个关键因素[3-4].在高炉的实际冶炼过程中,相较于高炉其他部位,炉缸的工作环境更加恶劣,其内壁长期承受着高温渣铁的机械冲刷、化学侵蚀等作用,炉缸耐火材料的质量直接决定了炉缸寿命,进而直接影响高炉整体寿命.因此,有必要深入研究高炉炉缸用耐火材料的性能,特别是明确高炉高温冶炼条件下炉渣对炉缸耐火材料的侵蚀过程,从而为提高耐火材料质量、延长炉缸寿命、延长高炉寿命提供理论依据[4].相比于一般高炉渣,钒钛磁铁矿冶炼后产生的高钛渣中TiO_2含量很高,导致其对炉缸的侵蚀与其他高炉渣对炉缸的侵蚀有所不同.

关于熔渣对耐火材料的侵蚀过程,前人也作了一定的研究.Fan等[5]系统地研究了一种新型的Al_2O_3-SiC-C(ASCC)的物理化学性质,结果表明不同的热处理温度可导致不同的相产生,从而引起性能变化.1 773 K和873 K高温下ASCC物性的差异与高温过程中形成的不同相有关.在873 K时钙长石相的出现降低了体积密度和导热系数;在1 773 K时莫来石相的形成提高了强度,弥补了体积收缩.碳相的存在和刚玉相的溶解引起的黏度增加有效地阻碍了炉渣的渗透.温太阳等[6]采用静态侵蚀法研究了高炉渣和脱硫渣对Al_2O_3-SiC-C浇注料的侵蚀行为,研究发现高碱度的脱硫渣对Al_2O_3-SiC-C浇注料的侵蚀能力明显强于普通高炉渣,这主要是因为脱硫渣中CaO,SiO_2和FeO含量远高于高炉渣中的含量,这些物质会与浇注料中的Al_2O_3发生反应,生成低熔点的硅酸铝镁($MgAl_2(SiO_3)_4$)、钙铝黄长石($2CaO\cdot Al_2O_3\cdot SiO_2$)和辉石($Ca(Mg,Fe)Si_2O_6$)等化合物,削弱了材料结构稳定性,加剧了浇注料的侵蚀.Yang等[7]根据静态侵蚀法和分形理论计算等方法,系统研究了向Al_2O_3-SiC-C浇注料中加入β-Sialon对耐火材料抗熔渣渗透性能和抗渣侵蚀性能的影响.结果表明,添加β-Sialon能有效提高复合耐火材料的抗渣侵蚀性能,这是因为β-Sialon在熔渣与基体之间形成致密反应层,有效地阻碍氧向复合耐火材料的基体扩散.Jiao等[8]采用动态侵蚀法研究了铝碳复合砖(ACCB)在高炉渣和铁液中不同碱度和时间下的侵蚀行为.结果表明,炉渣对试样的侵蚀程度最轻,且随碱度的增加而加剧,炉渣与铁液的交界处是侵蚀最严重的区域;铁液对试样的侵蚀随碱度的增加而减小,整体侵蚀程度随时间的延长而增大.Xu等[9]研究了高炉炉缸用碳质复合砖在不同转速和温度下被含B_2O_3和不含B_2O_3的CaO-SiO_2-MgO-Al_2O_3-Cr_2O_3基渣侵蚀的行为.研究发现,炉渣渗透、炉渣与砖反应和溶质溶解的综合作用最终导致砖的侵蚀.试样减小量随转速、温度和渣中B_2O_3含量的增加而增大.含B_2O_3炉渣因黏度和熔化温度较低,对碳质复合砖的侵蚀比不含B_2O_3炉渣的侵蚀严重得多.Huang等[10]以低品位铝土矿为原料,采用碳热还原氮化(CRN)法制备了Sialon-ZrN粉体,合成的Sialon-ZrN粉末用于制备SiC耐火材料,并采用静态坩埚实验研究了SiC-Sialon-ZrN耐火材料的抗渣性能.结果表明,随着ZrN含量的增加,SiC-Sialon-ZrN耐火材料的熔渣侵蚀速率先降低后升高(1 500 ℃加热后).Gao等[11]通过无座滴技术、SEM-EDS检测和FactSage热力学软件的联合运用,在1 450 ℃条件下研究了MgO含量对CaO-SiO_2-MgO-15%Al_2O_3熔渣对刚玉耐火材料的润湿和侵蚀行为的影响.将CaO-SiO_2-MgO渣中的MgO质量分数从7%提高到9%,可以增加渣液滴与基体之间的接触角,而基体溶解厚度和渣渗透深度趋于减小.

高炉炉缸部位目前采用的耐火砖有刚玉砖、复合莫来石砖、黏土砖、碳砖等,它们有各自的优缺点.而复合莫来石砖相比于传统的刚玉砖,具有成本更低、抗渣性更好等优点;而且复合莫来石砖中通常会添加SiC或C等高熔点物质,这些高熔点物质对熔渣的润湿性差,可以有效防止熔渣渗透到砖体,起到保护作用.本文采用静态侵蚀法研究复合莫来石砖在CaO-SiO_2-TiO_2-MgO-Al_2O_3-FeO六元高钛渣体系中的侵蚀过程,并研究了TiO_2,FeO含量和温度对侵蚀的影响.前人虽然也研究过TiO_2,FeO含量和温度对侵蚀的影响,但他们所设定的条件变化范围往往大于企业实际的生产范围,只是单纯地探究含量变化对侵蚀的影响过程,无法给企业提供有效指导.本文所有的条件范围均是以国内某钢铁企业高炉实际的生产数据为基准设置的,其研究结果能够给企业提供有效的实际参考价值.

1 实 验

1.1 实验原料

实验采用复合莫来石砖,其理化性能指标见表1.国内某钢铁企业高炉2024年3~5月渣中TiO_2,FeO的质量分数变化范围分别为21.69%~22.99%和0.64%~2.17%,同时考虑到未来企业因技术提升可能进一步提高渣中TiO_2的含量,实验中将TiO_2,FeO的质量分数变化范围分别设置为20%~26%和0.5%~2.5%.某企业高炉渣铁出炉时的温度范围为1 433~1 475 ℃,因此将实验中的温度梯度条件设置为1 400,1 450,1 500 ℃.实验用熔渣采用纯化学试剂配制而成,其成分见表2(碱度1.04,镁铝质量比0.61,某企业高炉碱度和镁铝质量比变化范围分别是1.01~1.07和0.56~0.66).实验前,将复合莫来石砖加工成15 mm×15 mm×120 mm的条状样品,并将样品置于105 ℃的鼓风干燥箱内干燥8 h以充分去除样品水分.

表1 复合莫来石砖理化指标

Table 1 Physical and chemical indexes of composite mullite bricks

参数	指标
密度/(g·cm^{-3})	≥3.0
显气孔率/%	≤13
常温耐压强度/MPa	≥60
重烧线变化率(1 450 ℃,3 h)/%	±0.1
0.2 MPa时软化开始温度/℃	≥1 700
$w(Al_2O_3)$/%	≥80
$w(Fe_2O_3)$/%	≤1

1.2 实验方案

侵蚀实验主要采用静态侵蚀法.实验前先配制熔渣,以150 g为基准按照表2计算出每组熔渣中各个组分的质量,然后用电子天平称量,将称量的各个组分全部倒入烧杯中搅拌均匀,再将烧杯中的组分全部倒入坩埚中.实验时将装有150 g熔渣的坩埚放入高温管式炉内加热到1 500 ℃保温70 min,确保渣完全熔化后将复合莫来石砖样品浸入渣中进行侵蚀,侵蚀时间为1 h.实验结束后将侵蚀样品从渣中取出,并让样品悬挂于坩埚上方确保样品表面不再附着液态渣.待样品完全冷却后取出侵蚀样品,从样品侧面随机选取5个点测量样品侵蚀后的横向宽度,计算平均侵蚀速率,侵蚀速率公式见式(1).将侵蚀后的样品利用X射线衍射仪对表面进行物相分析,并用扫描电镜(SEM)和能谱仪(EDS)对复合莫来石砖表面进行微观形貌观察和微区成分分析.

表2 实验配制熔渣主要化学组成(质量分数)

Table 2 Main chemical composition of experimentally prepared slag (mass fraction) %

实验组	CaO	SiO_2	TiO_2	MgO	Al_2O_3	FeO
1	28.99	27.87	20.0	8.20	13.44	1.5
2	27.63	26.57	22.0	8.45	13.85	1.5
3	26.28	25.26	24.0	8.70	14.26	1.5
4	24.99	24.02	26.0	8.90	14.59	1.5
5	27.3	26.2	22.0	9.1	14.9	0.5
6	26.8	25.7	22.0	9.1	14.9	1.5
7	26.5	25.5	22.0	8.9	14.6	2.5

$$v=\frac{\sum_{i=1}^{5}(H_0-H_i)}{5t}. \tag{1}$$

式中:v为复合莫来石砖的侵蚀速率;H_0为侵蚀前样品的横向宽度;H_i为侵蚀后样品的横向宽度;t为侵蚀时间.

整个实验过程中全程通入高纯氩气(>99.999%)以排除空气对实验的影响,氩气流速为300 mL·min^{-1}.在研究温度对侵蚀行为的影响时,以表2第2组成分(该成分与企业现场实际高炉渣的成分最为接近)固定炉渣成分,温度分别为1 400,1 450,1 500 ℃.为确保不同温度下炉渣能完全熔化,1 400,1 450 ℃的保温时间分别延长至100,130 min.

2 实验结果及分析

2.1 不同因素对复合莫来石砖侵蚀的影响

TiO_2含量、FeO含量、温度对复合莫来石砖侵蚀的影响结果见图1.从图中可以看出,无论是TiO_2还是FeO,其含量增加都会增大熔渣对复合莫来石砖的侵蚀速率.而温度对复合莫来石砖的侵蚀速率影响尤为显著:1 400 ℃时,复合莫来石砖的侵蚀速率仅为0.14 mm·h^{-1};当温度上升至1 450 ℃,侵蚀速率则增加到0.34 mm·h^{-1};当温度上升至1 500 ℃时,侵蚀速率则显著增加到0.92 mm·h^{-1}.可见温度对复合莫来石侵蚀速率影响之大,详细分析见2.4节.

2.2 高钛渣对复合莫来石砖的侵蚀过程

复合莫来石砖侵蚀前后表面的XRD图谱如图2所示,从图中可以看出,复合莫来石砖主要物

相有 Al_2O_3, SiO_2, $3Al_2O_3·2SiO_2$, SiC, Fe_2O_3. 侵蚀后的复合莫来石砖表面物相主要有 Al_2O_3, SiC, $MgAl_2O_4$(镁铝尖晶石), $CaAl_2Si_2O_8$(钙长石), $2FeO·SiO_2$(铁橄榄石), $Ca(Mg,Fe)Si_2O_6$(辉石).

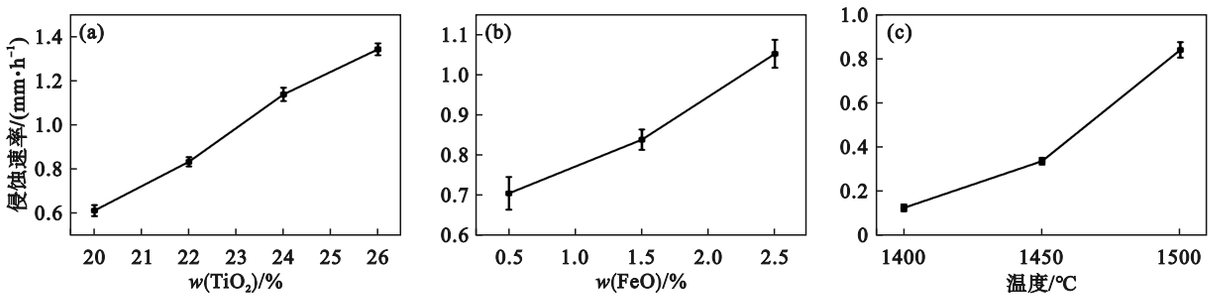


图1　不同因素对复合莫来石砖的侵蚀速率影响

Fig. 1　Effect of different factors on erosion rate of composite mullite bricks

(a)—TiO_2 含量; (b)—FeO 含量; (c)—温度.

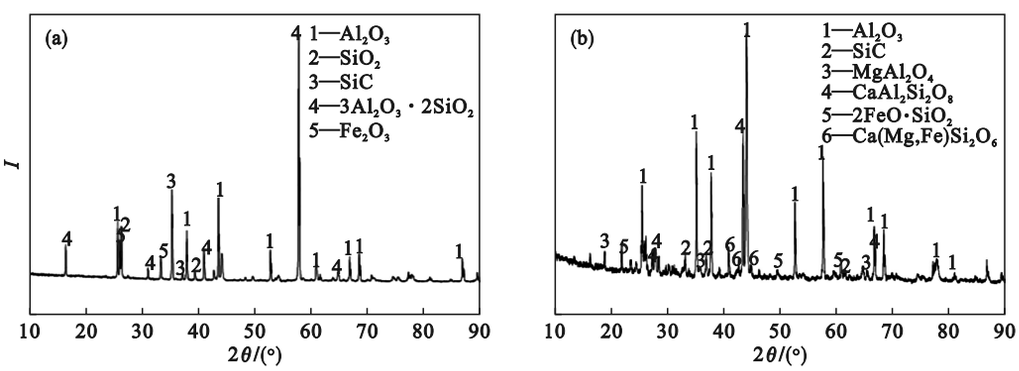


图2　复合莫来石砖侵蚀前后表面的XRD图谱

Fig. 2　XRD patterns of surface of composite mullite bricks before and after erosion

(a)—侵蚀前; (b)—侵蚀后.

复合莫来石砖侵蚀后的SEM和EDS结果见图3, P1区域是直接与熔渣接触的反应层, 该区域能检测到明显的Ca, Ti, Mg等熔渣中才存在的外来元素, 也是侵蚀最严重的区域. $MgAl_2O_4$(镁铝尖晶石), $CaAl_2Si_2O_8$(钙长石), $2FeO·SiO_2$(铁橄榄石), $Ca(Mg,Fe)Si_2O_6$(辉石)等物质大多分布在这个区域. P2区域是渗透层, 熔渣中的部分物质会通过砖中的孔隙和裂缝等通道穿过反应层进入该区域, 但是并不会与该区域的砖体组元大量反应, P2区域主要有C, O, Al, S, Ca, Ti元素, 并没有检测到明显的Mg元素. 少量Ca, Ti元素的存在是熔渣渗透的结果, 这也证实了该区域组元并没有与熔渣中的物质发生明显反应, 内部结构也没有遭到明显破坏. 但当反应层被完全侵蚀后, P2区域就会成为新的反应层. P3区域是最靠近砖体内部的基体层, 该区域没有被熔渣侵蚀, 只能检测到C, O, Al, Si这些砖体本身就有的元素, 无法检测到Ca, Ti, Mg这些熔渣中存在的元素. 图2b中SiC可能就是来源于该区域. 但当P2区域成为新的反应层后, 熔渣中的部分物质就会通过砖中的孔隙和裂缝等通道进入P3区域, 此时P3区域中靠近P2的那部分区域就会成为新的渗透层. 图3i ~ 图3k也表明了P1 ~ P3区域Ca, Ti, Mg元素含量逐渐降低.

Ca, Ti, Mg元素含量的变化规律证实了复合莫来石砖的侵蚀过程是熔渣中CaO, TiO_2, MgO等物质通过复合莫来石砖表面的孔隙、裂缝等通道渗透进入砖体内部, 与复合莫来石砖组分发生化学反应, 从而侵蚀复合莫来石砖. 反应改变了复合莫来石砖的致密程度, 破坏了其内部结构, 形成了更多的孔隙通道, 为熔渣的进一步渗透侵蚀创造了有利条件. 同时, 复合莫来石砖内部的 Al_2O_3, SiO_2 等组元也会向熔渣中溶解扩散, 造成复合莫来石砖的直接溶损, 这也进一步促进了熔渣向砖体内部的渗透. 复合莫来石砖由于在组成中添加了SiC, 图中C元素的存在就是来源于SiC, 这有效提升了复合莫来石砖的抗渣侵蚀性. 这是因为加入SiC会导致复合莫来石砖对渣的润湿性变差, 同时SiC本身是高熔点物质, 会填充在砖体内部的孔隙、裂缝中, 有效阻碍熔渣向砖内

部的渗透;即使在与熔渣直接接触、侵蚀最严重的P1区域也能检测到C元素的存在,而C元素的存在来源于SiC,这证实了SiC对熔渣的润湿性差及其对耐火材料的保护作用.

侵蚀过程中生成的$MgAl_2O_4$(镁铝尖晶石)熔点高达2 200 ℃左右.由于其熔点高,它们会填充在复合莫来石砖内部的孔隙、裂缝中,阻碍熔渣的进一步渗透,减少熔渣对复合莫来石砖的侵蚀.然而,侵蚀过程中并不会只生成高熔点物质,还会生成$CaAl_2Si_2O_8$(钙长石),$2FeO\cdot SiO_2$(铁橄榄石),$Ca(Mg,Fe)Si_2O_6$(辉石)等低熔点物质.低熔点相一旦形成,在高温下这些新生成的低熔点相很容易熔化成液相;而液相的熔体具有很好的流动性,会沿着复合莫来石砖内部的孔隙和裂缝迅速渗透和扩散,这相当于在复合莫来石砖内部形成一条条"运河",让高钛渣能够长驱直入,沿着"运河"将侵蚀区域很快从表面扩散到砖体内部.同时,形成的低熔点相熔化成液相后与高钛渣的接触面积也会变大,传质速度更快,导致侵蚀速度显著增加.

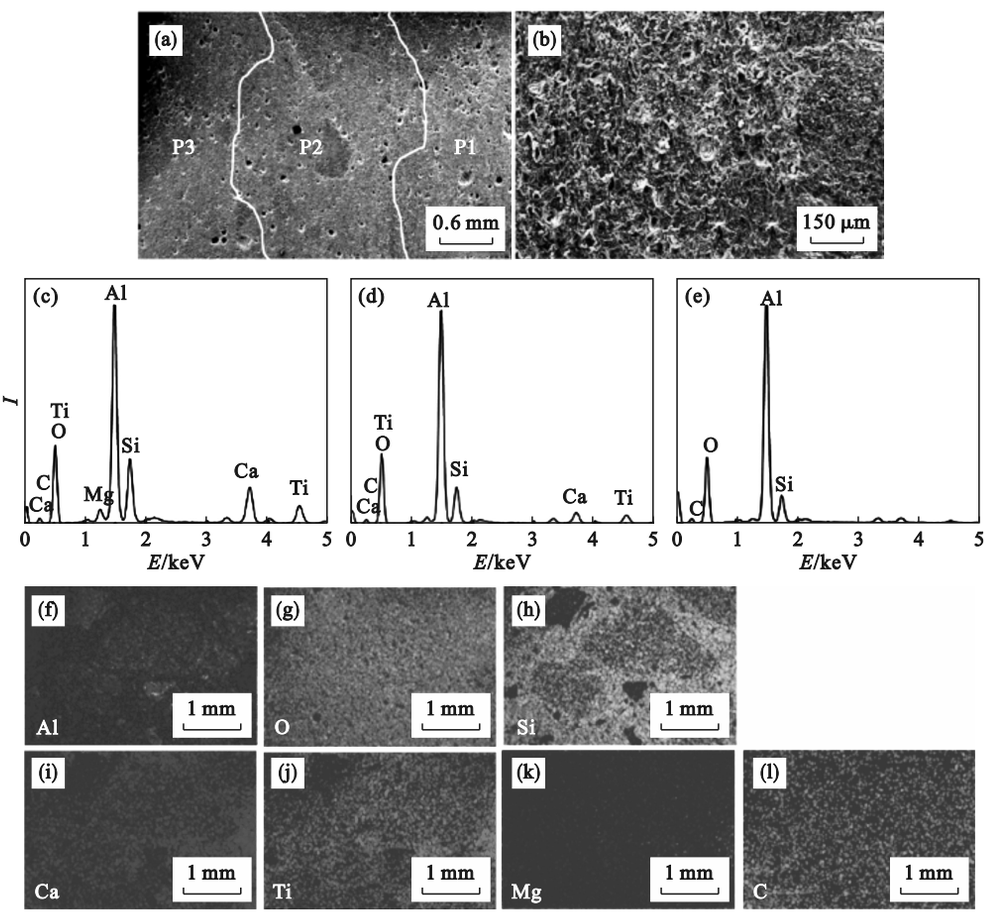


图3 复合莫来石砖表面SEM显微图及EDS能谱

Fig. 3 SEM micrographs and EDS spectra of surface of composite mullite bricks

(a),(b)—复合莫来石砖表面侵蚀形貌图;(c)~(e)—图3a中P1~P3区域的面扫描EDS能谱;(f)~(l)—图3a的面扫描元素EDS结果.

2.3 TiO_2,FeO含量对侵蚀的影响

TiO_2含量对熔渣的黏度有明显影响,在$CaO-SiO_2-TiO_2-MgO-Al_2O_3-FeO$六元体系熔渣中,$TiO_2$含量升高,熔渣的黏度会降低.这是因为$TiO_2$作为网络改性剂具有简化网络结构的作用,能表现出碱性氧化物的特性.TiO_2含量增加,Ti^{4+}携带的氧离子打断了硅氧网络结构,使复杂的硅氧阴离子团解体为更小的单元,有利于$Si_xO_y^{z-}$在渣中的溶解,从而降低渣的黏度[12-13].熔渣黏度的降低显著改善了熔渣的流动性,这使得熔渣更容易向复合莫来石砖内部渗透,进而提高复合莫来石砖与熔渣中氧化物的化学反应速率,破坏复合莫来石砖内部结构,最终增大了侵蚀速率.FeO含量对熔渣的黏度也有影响,在该渣系中,FeO含量升高,熔渣的黏度会降低[13-15],这与TiO_2含量对黏度的影响相似.同时,FeO含量升高,熔渣的开始熔化温度和完全熔化温度均降低.由于FeO的熔化温度低于渣系中其他氧化物的熔化温度,更

多的FeO与SiO_2反应,形成越来越复杂的低熔点化合物,比如$2FeO\cdot SiO_2$[16](铁橄榄石),图2b也证实了复合莫来石砖被侵蚀后生成了$2FeO\cdot SiO_2$(铁橄榄石).这些低熔点相的形成不仅降低了渣的熔化温度,也增强了熔渣的侵蚀性,从而加剧了熔渣对复合莫来石砖的侵蚀.

2.4　温度对侵蚀的影响

对温度梯度进行实验时,实验重复3次以保证实验结果的准确性.温度熔渣侵蚀速率取决于许多因素:耐火材料的组成及其结构(密度、孔隙率、透气性);熔渣的组成和性质(主要是黏度);熔渣作用条件(静态、动态)等.此外,温度也是一个影响侵蚀速率的关键因素,温度升高会提升熔渣对耐火材料的侵蚀速率,这是因为熔渣对耐火材料的侵蚀本质上是耐火材料的组分向熔渣溶解和扩散,这一过程使耐火材料表面熔渣边界层内有耐火材料组分的不断聚集,表面层逐渐向熔渣迁移.耐火材料的溶解受扩散速度的限制,在静止的熔渣中符合能斯特定律:

$$\frac{\mathrm{d}C}{\mathrm{d}\tau}=\frac{D}{\delta}S(\rho_s-\rho_\tau). \tag{2}$$

然后再将D用式(3)替换,

$$D=\frac{RT}{6\pi rN\eta}, \tag{3}$$

即可得到如文献[17]所示的耐火材料溶解速率公式:

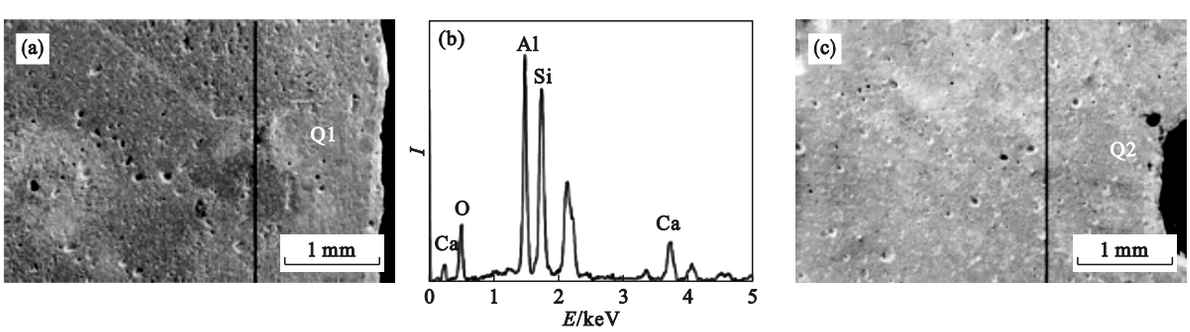
$$\frac{\mathrm{d}C}{\mathrm{d}\tau}=\frac{RST(\rho_s-\rho_\tau)}{6\pi Nr\eta\delta}. \tag{4}$$

式中:$\frac{\mathrm{d}C}{\mathrm{d}\tau}$为耐火材料溶解速率,$kg\cdot s^{-1}$;$R$为气体常数,$J\cdot(mol\cdot K)^{-1}$;$N$为阿伏伽德罗常数,$mol^{-1}$;$S$为耐火材料表面(包括气孔和其他不平整部分)被熔渣润湿的面积,m^2;T为热力学温度,K;r为耐火材料和熔渣扩散颗粒半径,m;η为熔渣黏度,$Pa\cdot s$;ρ_s为在给定温度下溶解有耐火材料的熔渣的饱和质量浓度,$kg\cdot m^{-3}$;ρ_τ为在时刻τ时熔渣中的耐火材料质量浓度,$kg\cdot m^{-3}$;δ为扩散层厚度,m;

式(4)不能直接用于计算炉渣中耐火材料的溶解速率,因为它不能直接确定S,r和δ的值,但它可以分析影响耐火材料侵蚀速率的所有因素.该公式表明温度是影响炉渣侵蚀的主要因素之一.从式中可以看出,在保持其他条件不变的情况下,温度升高会导致耐火材料的溶解速率增大;同时,温度升高还会导致熔渣内组分的热运动加剧,增大扩散系数,减小边界层厚度,这些效应共同加速了耐火材料内组分向熔渣内溶解和扩散.温度升高还有利于耐火材料组分与熔渣组分之间的化学反应,形成低熔点物质,从而劣化耐火材料的高温性质.另外,温度对熔渣的黏度影响也很显著[13],温度升高会显著降低熔渣黏度,改善其流动性,这使得熔渣内组分更容易向耐火材料内渗透,加速耐火材料与熔渣的化学反应,破坏耐火材料内部结构.研究表明:温度每升高10~20 ℃可能会使熔渣侵蚀性增强20%或者更多[17].

不同温度条件下复合莫来石砖侵蚀后的SEM和EDS结果见图4,从图中可以看出,在1 400,1 450 ℃时,复合莫来石砖表面形貌较为平整,孔隙和裂缝等通道较少;但当温度达到1 500 ℃时,复合莫来石砖表面形貌发生明显变化,出现明显的大孔洞,这与图1c中不同温度对侵蚀速率的影响结果相对应:在1 400,1 450 ℃时侵蚀速率较小,直到温度上升到1 500 ℃时侵蚀速率明显增大.

Q1,Q2,Q3是不同侵蚀温度下的复合莫来石砖反应层.Q1区域主要元素有Al,Si,O,Ca;Q2区域主要元素有Al,Si,O,Ca,Ti;Q3区域主要元素有Al,Si,O,Ca,Ti,Mg.同样都是反应层,Q1区域能明显检测到的熔渣元素只有Ca,而Q2区域能明显检测到的熔渣元素只有Ca和Ti,只有Q3区域明显检测到Ca,Ti,Mg这些熔渣中才有的元素.这是因为温度升高会导致熔渣内组分的热运动加剧,扩散系数增大.在1 400,1 450 ℃时,在1 h的侵蚀时间内,熔渣中的物质不能充分扩散进入复合莫来石砖的反应层内,因此在Q1和Q2区域不能同时明显检测到Ca,Ti,Mg 3种元素.



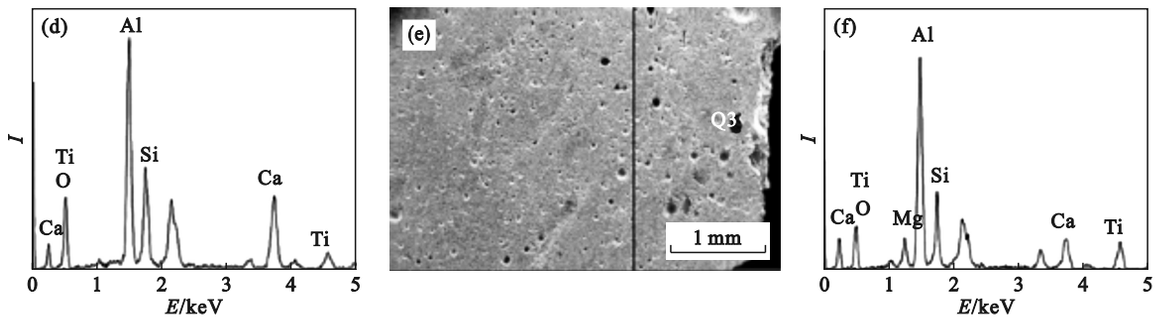


图4 不同温度下复合莫来石砖表面SEM显微图像及EDS能谱

Fig. 4 SEM micrographs and EDS spectra of surface of composite mullite bricks at different temperatures

(a),(b)—1 400 ℃; (c),(d)—1 450 ℃; (e),(f)—1 500 ℃.

3 结 论

1) 高钛渣中CaO,MgO,TiO_2等物质向复合莫来石砖内部渗透并与其组分发生化学反应,同时复合莫来石砖自身组分向熔渣内溶解和扩散,这些过程共同构成了高钛渣对复合莫来石砖的侵蚀.值得注意的是,复合莫来石砖中SiC对熔渣的润湿性较差,可以提高复合莫来石砖的抗侵蚀性.

2) TiO_2,FeO含量的增加均会降低熔渣黏度,改善熔渣的流动性,促进熔渣向复合莫来石砖内部渗透,进而加快复合莫来石砖组分与熔渣中氧化物的化学反应速率,破坏复合莫来石砖内部结构,最终增大侵蚀速率.同时,FeO含量的增加还会降低熔渣的开始熔化温度和完全熔化温度,其与SiO_2反应会生成$2FeO\cdot SiO_2$低熔点化合物,从而加剧熔渣对复合莫来石砖的侵蚀.

3) 温度升高会增大熔渣对复合莫来石砖的侵蚀速率.这是因为温度升高会导致耐火材料的溶解速率增大;导致熔渣内组分的热运动加剧,增大扩散系数,减小边界层厚度,这些效应共同加速了耐火材料组分向熔渣内溶解和扩散.温度升高促进了耐火材料组分与熔渣组分之间的化学反应,形成低熔点物质.同时温度升高会显著降低熔渣黏度,改善熔渣的流动性,使熔渣内组分更容易渗入耐火材料内部,增加了熔渣组分与耐火材料组分的反应机会,从而进一步加速了耐火材料组分与熔渣组分的化学反应和侵蚀过程.

参考文献:

[1] 邓君, 薛逊, 刘功国. 攀钢钒钛磁铁矿资源综合利用现状与发展[J]. 材料与冶金学报, 2007, 6(2): 83-86, 93.
(Deng Jun, Xue Xun, Liu Gong-guo. Current situation and development of comprehensive utilization of vanadium-bearing titanomagnetite at PANGANG [J]. *Journal of Materials and Metallurgy*, 2007, 6(2): 83-86, 93.)

[2] 杨强. 钒钛磁铁矿冶炼条件下高炉炉前耐火材料的改进[J]. 钢铁钒钛, 2012, 33(2): 67-70.
(Yang Qiang. Design and application of blast furnace casthouse refractory for smelting vanadium-bearing titaniferous magnetite [J]. *Iron Steel Vanadium Titanium*, 2012, 33(2): 67-70.)

[3] 曹楗, 王翠, 张建良, 等. 高炉炉缸用Al_2O_3-SiO_2-SiC浇注料抗渣铁侵蚀机制研究[J]. 钢铁研究学报, 2024, 36(4): 424-434.
(Cao Jian, Wang Cui, Zhang Jian-liang, et al. Study on slag-iron corrosion resistance mechanism of Al_2O_3-SiO_2-SiC castables for blast furnace hearth [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2024, 36(4): 424-434.)

[4] Cui K K, Wang J, Wang H, et al. Erosion behavior and longevity technologies of refractory linings in blast furnaces for ironmaking: a review [J]. *Steel Research International*, 2022, 93(11): 2200266.

[5] Fan X Y, Jiao K X, Zhang J L, et al. Study on physicochemical properties of Al_2O_3-SiC-C castable for blast furnace [J]. *Ceramics International*, 2019, 45(11): 13903-13911.

[6] 温太阳, 崔园园, 钟凯, 等. 高炉渣和脱硫渣对Al_2O_3-SiC-C质浇注料的侵蚀研究[J]. 耐火材料, 2021, 55(2): 148-150.
(Wen Tai-yang, Cui Yuan-yuan, Zhong Kai, et al. Effect of BF slag and desulfurized slag on corrosion resistance of Al_2O_3-SiC-C castables [J]. *Refractories*, 2021, 55(2): 148-150.)

[7] Yang D X, Liu Y G, Fang M H, et al. Study on the slag corrosion resistance of unfired Al_2O_3-SiC/-Sialon/Ti(C,N)-C refractories [J]. *Ceramics International*, 2014, 40(1): 1593-1598.

[8] Jiao K X, Fan X Y, Zhang J L, et al. Corrosion behavior of alumina-carbon composite brick in typical blast furnace slag and iron [J]. *Ceramics International*, 2018, 44(16): 19981-19988.

[9] Xu R Z, Zhang J L, Zhang G H, et al. Corrosion behavior of carbon composite brick in high alumina slags [J]. *Ceramics International*, 2018, 44(5): 5242-5249.

[10] Huang J T, Huang Z H, Liu Y G, et al. Preparation and blast furnace slag corrosion behavior of SiC-Sialon-ZrN free-fired refractories [J]. *Ceramics International*, 2014, 40(7): 9763-9773.

[11] Gao Y M, Zhang H C, Liu P W, et al. Effect of MgO on wetting and corrosion behaviour of corundum substrate by CaO-SiO_2-MgO (-Al_2O_3) slags [J]. *Ironmaking & Steelmaking*, 2023, 50(11): 1528-1538.

[12] Gao Y J, Liu R, Wang Y, et al. Viscosity of CaO-SiO_2-

Al_2O_3−MgO−TiO_2−FeO slag in HIsmelt process: influence of TiO_2 content on viscosity and crystallization [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2023, 54(6): 3288−3298.

[13] Ma H B, Jiao K X, Zhang J L, et al. Viscosity of CaO−MgO−Al_2O_3−SiO_2−TiO_2−FeO slag with varying TiO_2 content: the effect of crystallization on viscosity abrupt behavior [J]. *Ceramics International*, 2021, 47(12): 17445−17454.

[14] Jiao K X, Zhang J L, Wang Z Y, et al. Effect of TiO_2 and FeO on the viscosity and structure of blast furnace primary slags [J]. *Steel Research International*, 2017, 88(5): 1600296.

[15] Jiao K X, Zhang J L, Wang Z Y, et al. Melting features and viscosity of TiO_2−containing primary slag in a blast furnace [J]. *High Temperature Materials and Processes*, 2018, 37(2): 149−156.

[16] Pan X Y, Shen F M, Gao Q J, et al. Effect of erosion behavior of FeO−CaO−SiO_2−MgO−Al_2O_3 blast furnace primary slag on Al_2O_3 substrate[J]. *Crystals*, 2021, 11(8): 957.

[17] Togobitskaya D N, Khamkhot'ko A F, Tsivataya N A, et al. Corrosion activity of alkali-containing slags with respect to a blast furnace refractory lining[J]. *Refractories and Industrial Ceramics*, 2013, 54(3): 155−159.

(上接第 59 页)

[10] 张淑会,武校章,刘然,等.喷吹富氢气体高炉冶炼特点及存在问题的探讨[J].钢铁,2024,59(1):1−11.
(Zhang Shu-hui, Wu Xiao-zhang, Liu Ran, et al. Discussion on smelting characteristics and problems of blast furnace with hydrogen-rich gas injection [J]. *Iron & Steel*, 2024,59(1):1−11.)

[11] 刘征建,王家保,张建良,等.高炉能耗现状及降耗技术展望[J].钢铁研究学报,2023,35(1):1−10.
(Liu Zheng-jian, Wang Jia-bao, Zhang Jian-liang, et al. Status of energy consumption and prospect of consumption reduction technology in blast furnace [J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2023,35(1):1−10.)

[12] 王国栋,张殿华,孙杰, 等.建设数据驱动的钢铁材料创新基础设施加速钢铁行业的数字化转型[J].冶金自动化, 2023,47(1):2−9.
(Wang Guo-dong, Zhang Dian-hua, Sun Jie, et al. Creating data-driven innovation infrastructure for iron and steel material to accelerate digital transformation of iron and steel industry [J]. *Metallurgical Industry Automation*, 2023,47(1):2−9.)

[13] Zhong Z X, Sheng G, Zhang Q, et al. A hybrid knowledge- and data-driven method for diagnosing abnormal energy efficiency in blast furnaces [J]. *Applied Thermal Engineering*, 2025, 281:128747.

[14] Zhou P, Zhang R Y, Xie J, et al. Data-driven monitoring and diagnosing of abnormal furnace conditions in blast furnace ironmaking: an integrated PCA−ICA method [J]. *IEEE Transactions on Industrial Electronics*, 2021, 68(1): 622−631.

[15] Zhong Z X, Sheng G, Zhang Q, et al. Analysis of the economic and environmental impact of hydrogen-rich blast furnace ironmaking system [J]. *International Journal of Hydrogen Energy*, 2025, 196: 152537.

[16] Chen Y G, Li L X, Xiao J H, et al. Particle swarm optimizer with crossover operation [J]. *Engineering Applications of Artificial Intelligence*, 2018, 70:159−169.

[17] 杨旭.面向多模态全局优化问题的粒子群优化算法研究[D].沈阳:东北大学,2023.
(Yang Xu. Studies on particle swarm optimization algorithm for multimodal global optimization [D]. Shenyang: Northeastern University, 2023.)