

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS  
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

EROSIMETRIA A QUENTE: EQUIPAMENTO, ADEQUAÇÕES E  
CORRELAÇÕES DOS VALORES OBTIDOS COM AS PROPRIEDADES DE  
CONCRETOS REFRAATÓRIOS

Lídia Regina Garcia Gonçalves

São Carlos-SP  
2011

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**  
**CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E**  
**ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**EROSIMETRIA A QUENTE: EQUIPAMENTO, ADEQUAÇÕES E**  
**CORRELAÇÕES DOS VALORES OBTIDOS COM AS PROPRIEDADES DE**  
**CONCRETOS REFRAATÓRIOS**

Lídia Regina Garcia Gonçalves

Dissertação apresentada ao Programa de  
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia  
de Materiais como requisito parcial à  
obtenção do título de MESTRE EM  
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Victor Carlos Pandolfelli

Agência financiadora: CNPq

Área de concentração: Desenvolvimento Tecnológico

São Carlos-SP

2011

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da  
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

G635eq

Gonçalves, Lidia Regina Garcia.

Erosimetria a quente: equipamento, adequações e correlações dos valores obtidos com as propriedades de concretos refratários / Lidia Regina Garcia Gonçalves. -- São Carlos : UFSCar, 2011.

124 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2011.

1. Materiais refratários. 2. Concretos refratários. 3. Craqueamento catalítico. 4. Erosão a quente. 5. Calcinadores de leito fluidizado. I. Título.

CDD: 620.143 (20<sup>a</sup>)

## **DEDICATÓRIA**

**Dedico esse trabalho, assim como todas as minhas outras conquistas, as pessoas mais importantes da minha vida: minha mãe, Maria, meus avôs, Jerônimo e Carmelita e meus irmãos, Alex e Wesber.**

## **VITAE DA CANDIDATA**

**Engenheira de Materiais com Ênfase em Materiais Cerâmicos pela  
Universidade Federal de São Carlos (2008)**

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO  
DE  
LÍDIA REGINA GARCIA GONÇALVES

APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E  
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO  
CARLOS, EM 9 DE MAIO DE 2011

BANCA EXAMINADORA:

Prof. Dr. Victor Carlos Pandolfelli  
Orientador  
PPGCEM/DEMa-UFSCar

Dr. Jorge Borges Gallo  
Alcoa Alumínio S. A.

Prof. Dr. Thomaz T. Ishicawa  
UFSCar - PPGCEM

APROVADO / HOMOLOGADO / REFERENDADO PELA CPG-CEM EM SUA REUNIÃO
Nº <u>530/11</u> DE <u>27/10/2011</u>
SECRETARIA DO PPG-CEM



## **AGRADECIMENTOS**

Agradeço primeiramente a Deus por iluminar o meu caminho durante o mestrado, assim como em todos os momentos da minha vida.

Meus agradecimentos eternos a minha família e amigos pela compreensão, apoio e por acreditarem no meu potencial, me dando força para persistir sempre e comemorando comigo cada conquista.

Agradeço, em especial, ao Prof. Dr. Victor C. Pandolfelli pela orientação e pelo exemplo de dedicação incansável e busca constante pela excelência e também a todos os meus colegas de trabalho, pois cada um influenciou de forma significativa na realização desse projeto assim como no meu crescimento pessoal.

Por fim, agradeço ao suporte financeiro e técnico oferecido pela PPGCEM, CNPq e pelas empresas Alcoa e Petrobras.



## RESUMO

O desgaste por erosão se trata de um mecanismo que resulta na remoção de material da superfície por partículas abrasivas. Em algumas aplicações, como em calcinadores usados na indústria do alumínio e em risers da indústria petroquímica, o desgaste erosivo é uma das solicitações mais críticas do revestimento refratário. Como se tratam de equipamentos usados em etapas fundamentais dos processos de produção dessas indústrias, eventuais necessidade de paradas prolongadas para manutenção podem comprometer os respectivos ciclos produtivos, resultando em significativas perdas financeiras. Visando maximizar o intervalo de tempo entre a necessidade de paradas, periodicamente são realizados processos de qualificação de materiais refratários com o intuito de auxiliar na escolha de materiais com maior desempenho. Entretanto, apesar de, para as aplicações em questão, as temperaturas de serviço serem elevadas, atualmente, nesses processos de qualificação, os ensaios de erosão são realizados somente à temperatura ambiente. Adicionalmente, é usada uma correlação suposta pelos pesquisadores na qual um maior módulo de ruptura a quente resulta em uma maior resistência a erosão na mesma faixa de temperatura. Assim, buscando reproduzir de forma mais realística as condições de operação, o presente trabalho, realizado em parceria com a Alcoa e a Petrobrás, teve como objetivo principal aperfeiçoar o funcionamento do erosímetro a quente previamente desenvolvido por outros membros do GEMM/UFSCar (Grupo de Engenharia e Microestrutura de Materiais), por meio de ajustes no seu projeto inicial. Esse aperfeiçoamento resultou no desenvolvimento de uma metodologia de calibração do equipamento e na elaboração de um procedimento padrão para ensaios de erosão a quente. A seguir, materiais refratários foram caracterizados e os resultados mostraram que, para os materiais analisados, o comportamento erosivo varia em função da temperatura e que nem sempre há uma correlação linear entre resistência a erosão e as outras propriedades analisadas.



## **HOT EROSION: EQUIPMENT, ADJUSTMENTS AND CORRELATIONS OF THE VALUES OBTAINED WITH THE PROPERTIES OF REFRACTORY CASTABLES**

### **ABSTRACT**

The erosion wear is a mechanism that results in the removal of material from the surface by erosive particles. In some applications, such as calciners used in the aluminum industry and risers of the petrochemical industry, the erosive wear is one of the most critical problems of the refractory lining. Since they are equipments used in the critical phases of these industries' production process, needs of long maintenance stops can severely impact their productive process, resulting in significant financial losses. Aiming to maximize the periods in which maintenance calls are not required, refractory materials qualifications are periodically performed in order to help on selecting the highest performance materials. However, even though the service temperatures for these applications are usually high, nowadays the erosion tests are performed only at room temperature in these qualification processes. Additionally, it uses a correlation that assumes that a higher hot modulus of rupture will result in a higher erosive resistance, in the same temperature range. Thus, aiming to reproduce the operation conditions in a more realistic way, the main goal for the present work (which was conducted in partnership with Alcoa and Petrobras) was to enhance the operation of the hot erosion equipment previously developed by other members of GEMM/UFSCar (Materials Microstructure Engineering Group), by making adjustments on its initial design. This enhancement resulted in the development of a calibration methodology for the equipment and the elaboration of a standard procedure for hot erosion tests. And finally, refractory materials were characterized and the results indicated that, for the analyzed materials, the erosive behavior varies as function of the temperature and that there is not always a linear correlation between erosion resistance and the other properties analyzed.



## PUBLICAÇÕES

1. GONÇALVES, L. R. G.; CINTRA, G. B.; TEIDER, B.H.; GALLO, J. B.; PANDOLFELLI, V. C. Aplicação da Ferramenta SWOT para Avaliação das Técnicas de Dano do Choque Térmico em Materiais Refratários. In: **Cerâmica**, v. 56, n. 340, p.320-324, 2010.
2. GONÇALVES, PANDOLFELLI, V. C. Avaliação de Erosão a Quente de Concretos Refratários para Calcinadores de Leito Fluidizado. In: **Cerâmica** (aceito).
3. SANTOS, V. A. A., GONÇALVES, L. R. G.; GALLO, J. B.; MEDEIROS, J.; PANDOLFELLI, V. C. What Affects the Erosion Resistance of Refractory Castables? In: **Refractories Applications and News**. v. 14, n. 6, p. 9-16, 2009.
4. GONÇALVES, L. R. G.; PANDOLFELLI, V. C. Hot Erosion Evaluation of Fluid Flash Calciner Refractory Castable. In: UNITECR. **Proceedings...** n. 094, Salvador – BA. Outubro, 2009.
5. GONÇALVES, L. R. G.; TIBA, P. R. T.; TEIDER, B.H.; BRANDT, C.; GALLO, J. B.; PANDOLFELLI, V. C. Seleção de Materiais Refratários para Calcinadores de Leito Fluidizado. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CERÂMICA. **Anais...** CD-ROM, Guarujá – SP. Junho, 2009.



## SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA.....	i
AGRADECIMENTOS.....	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT.....	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS.....	xv
ÍNDICE DE FIGURAS.....	xvii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Materiais refratários.....	5
2.2 Calcinadores de leito fluidizado.....	17
2.3 Unidades de Craqueamento Catalítico.....	22
2.4 Desgaste por heroazo.....	24
2.4.1 Definição.....	24
2.4.2 Parâmetros que podem influenciam a taxa de heroazo.....	29
2.4.3 Modelos de desgaste por erosão para materiais frágeis e materiais dúcteis.....	33
2.4.4 Desgaste por erosão em materiais refratários.....	40

2.4.5 Correlação entre desgaste por erosão e outras propriedades.....	45
2.4.5.1 Erosão a frio.....	45
2.4.5.2 Erosão a quente.....	47
2.4.6 Equipamentos para ensaios de erosão em temperaturas elevadas.....	54
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	59
3.1 Ajustes no projeto original e calibração do erosímetro a quente.....	59
3.2 Uso da ferramenta SWOT para definição de qual é o melhor método para avaliação da resistência ao choque térmico para as aplicações em questão.....	65
3.3 Caracterização de um concreto refratário desenvolvido no GEMM (ASC) e outros comerciais: Flowcast 70 (FK), Castogni-50-LC (T50), Castogni SF-90-M (T90), Thermbond (TB) e Forza/SF028/42A2B2SH+N40+15750 (FSC).....	66
3.3.1 Materiais caracterizados.....	66
3.3.2 Preparação de corpos de prova dos concretos comerciais.....	67
3.3.3 Ensaios realizados.....	68
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	73
4.1 Ajustes no projeto original e calibração do erosímetro a quente.....	73
4.2 Uso da ferramenta SWOT para definição de qual é o melhor método para avaliação da resistência ao choque térmico para as aplicações em questão.....	79
4.3 Caracterização de um concreto desenvolvido no GEMM e de alguns concretos comerciais.....	81
4.3.1 Concretos ligados com CAC.....	82
4.3.2 Concretos ligados com sílica coloidal.....	88

4.3.3 Concretos ligados com pega fosfórica.....	92
4.3.4 Comparação entre os resultados dos materiais T50, FK e T90, obtidos a 800 e 1000°C.....	96
4.3.5 Comparação entre os resultados dos materiais FSC e ASC, obtidos a 800 e 1000°C.....	98
4.3.6 Comparação entre os resultados dos materiais TB, T90 e ASC, obtidos a 800 e 1000°C.....	99
4.3.7 Solicitação de choque térmico seguida de erosão.....	104
5 CONCLUSÕES.....	105
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	107
7 REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	109
APÊNDICE A.....	113



## ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Temperatura de operação e velocidade de partículas.....	21
Tabela 3.1 - Composição química dos materiais caracterizados.....	66
Tabela 4.1 - Coeficiente de correlação polinomial ( $r^2$ ) entre EQ e EF e entre EQ e HMoR para diferentes materiais nas diversas temperaturas de ensaio (200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C).....	103



## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Foto de um calcinador de leito fluidizado.....	18
Figura 2.2 - Revestimento do calcinador com camadas de materiais refratários denso e isolante.....	19
Figura 2.3 - Esquema ilustrativo de um calcinador de leito fluidizado.....	20
Figura 2.4: Esquema de uma unidade de craqueamento catalítico fluidizado (UFCC).....	23
Figura 2.5 - Revestimento refratário desgastado por erosão.....	25
Figura 2.6 - Mecanismo de abrasão.....	26
Figura 2.7 - Mecanismo de erosão.....	26
Figura 2.8 - Superfície desgastada, com duas diferentes zonas de desgaste.....	27
Figura 2.9 - Taxa de erosão da alumina em função da velocidade de impacto para diferentes tipos de partículas abrasivas.....	30
Figura 2.10 - Taxa de erosão em função da velocidade das partículas abrasivas e da temperatura de ensaio.....	30
Figura 2.11 - Velocidade do ar em função da pressão para bico de 0,228 pol. de diâmetro.....	31
Figura 2.12 - Taxa de erosão em função da pressão, com ângulo de impacto de 30° e diferentes tipos de partículas abrasivas.....	32
Figura 2.13 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto.....	34
Figura 2.14 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto.....	35
Figura 2.15 - Esquema ilustrativo de uma trinca de Hertzian.....	35
Figura 2.16 - Trincamento de acordo com o modelo elasto-plástico (+: superfície sob carregamento, -: retirada de carga).....	36
Figura 2.17 - Condições nas quais partículas esféricas e angulares causam fratura lateral.....	37
Figura 2.18 - Mapa teórico de erosão para o borosilicato impactado por partículas esféricas.....	38
Figura 2.19 - Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão para os	

casos de partículas esféricas (o) e angulares ( $\nabla$ ).....	39
Figura 2.20 - Influência do tamanho das partículas abrasivas (SiC) no desgaste erosivo do vidro observado pela taxa de erosão em função do ângulo de impacto.....	40
Figura 2.21 - Mecanismos de desgaste erosivo para vários tamanhos de partículas abrasivas.....	41
Figura 2.22 - Agregados se sobressaindo, protegendo a matriz através do “efeito sombra”.....	42
Figura 2.23 - Detalhes geométricos do modelo usado para estimar o papel do “efeito sombra” no processo de erosão.....	43
Figura 2.24 - Superfície da amostra: a) não retificada, b) retificada.....	45
Figura 2.25 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto (a. 25°C, b. 1000°C).....	51
Figura 2.26 - Volume erodido a quente <i>versus</i> módulo de ruptura a quente.....	53
Figura 3.1: Erosímetro a frio.....	60
Figura 3.2: Ejetor de partículas abrasivas.....	61
Figura 3.3: Esquema ilustrativo do erosímetro a quente.....	61
Figura 3.4: a) Foto do erosímetro a quente. b) Dispositivo para controle da vazão. c) Caminhos percorridos pelo ar (seta azul) e pelas partículas abrasivas (seta vermelha).....	62
Figura 3.5: Porta amostras do erosímetro a quente.....	64
Figura 4.1: Volume erodido nos erosímetros a frio e a quente para placas de vidro quando ambos ensaios foram realizados em temperatura ambiente.....	76
Figura 4.2 - Tubos de alumina (inferiores).....	77
Figura 4.3 - Resistências elétricas do forno superior queimadas.....	78
Figura 4.4 - Análise SWOT aplicada ao método GEMM-UFSCar considerando a seleção de refratários para calcinador (indústria do alumínio) e riser (indústria química).....	80
Figura 4.5 - Porosidade aparente em função da temperatura de queima.....	83
Figura 4.6 - Módulo de ruptura a frio (MoR) e a quente (HMoR) em	85

função da temperatura de queima.....	
Figura 4.7 - Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.....	86
Figura 4.8 - Porosidade Aparente em função da temperatura de queima.	89
Figura 4.9 - Módulo de ruptura a frio (CMoR) e a quente (HMoR) em função da temperatura de queima.....	90
Figura 4.10 - Amostras erodidas do material FSC (114 x 114 x 30 mm <sup>3</sup> ).	92
Figura 4.11 - Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.....	92
Figura 4.12 - Porosidade aparente (PA) e módulo de ruptura a frio (CMoR) e a quente (HMoR) em função da temperatura de queima.....	94
Figura 4.13 - Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.....	95
Figura 4.14 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FK, T50 e T90 queimadas a 800°C	97
Figura 4.15 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos Fk, T50 e T90 queimadas a 1000°C.....	98
Figura 4.16 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FSC e ASC queimadas a 800°C.....	100
Figura 4.17 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FSC e ASC queimadas a 1000°C..	100
Figura 4.18 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ),	

módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos TB, ASC e T90 queimadas a 800°C.....	102
Figura 4.19 - Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos TB, ASC e T90 queimadas a 1000°C.....	102
Figura 4.20 - Volume erodido de amostras ensaiadas sem ser solicitada previamente por choque térmico e após 6 e 10 ciclos de choque térmico.....	105

## 1 INTRODUÇÃO

O desgaste por erosão é caracterizado pela remoção de material de uma superfície devido ao impacto por partículas ou fluídos em geral. Esse assunto vem sendo estudado desde o início do século passado. Em meados de 1900 era possível encontrar aproximadamente 200 referências relacionadas a esse tema [1]. No entanto, por ser um tópico que envolve muitas variáveis, ainda apresenta algumas lacunas a serem preenchidas, principalmente quando se refere ao desgaste por erosão em concretos refratários, uma vez que se trata de um sistema bem complexo.

Após uma cuidadosa revisão bibliográfica foi possível observar que são raros os artigos relacionados especificamente ao desgaste erosivo dessa classe de materiais [2]. Essa limitação é ainda maior quando se trata de erosão em temperaturas elevadas. Dessa forma, fica evidente a necessidade de um estudo mais aprofundado sobre erosão a quente em materiais refratários, uma vez que em várias aplicações industriais essa solicitação é considerada uma das principais responsáveis pela degradação do revestimento refratário. Como exemplos destacam-se: revestimento de calcinadores de leito fluidizado da indústria do alumínio e *risers* das unidades de craqueamento catalítico (UFCC) da indústria petroquímica. Tais equipamentos são fundamentais no ciclo produtivo das indústrias em questão. A seguir será apresentada uma breve descrição de etapas específicas de seus respectivos processos de produção com o intuito de justificar o impacto causado pelo desgaste erosivo do revestimento refratário.

Com relação a cadeia produtiva do alumínio, essa é composta por três estágios principais: a mineração da bauxita, o processo Bayer e o processo Hall-Héroult. A calcinação é uma etapa fundamental do processo Bayer, na qual ocorre a decomposição térmica (retirada de água estrutural) do hidróxido de alumínio ( $\text{Al}(\text{OH})_3$ ), transformando-o em alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). O tipo de calcinador mais comumente utilizado para este fim é o calcinador de leito fluidizado. Tal equipamento é constituído basicamente por vasos e dutos por onde o hidróxido de alumínio e, após a decomposição, as partículas de

alumina, são transportadas pneumáticamente a uma velocidade média de 40 m/s. Quanto à temperatura, esta varia de acordo com a região do equipamento e o tipo de alumina a ser produzida, podendo alcançar até 1250°C [3].

Assim como a etapa de calcinação na indústria do alumínio, o craqueamento catalítico em uma refinaria também é uma etapa fundamental do processo produtivo, para a indústria petroquímica. De forma simplificada, o objetivo do craqueamento é garantir que frações pesadas de hidrocarbonetos sejam craqueadas em frações mais leves, por meio da quebra de cadeias de carbono. Trata-se de uma reação endotérmica, a temperatura de operação deve ser elevada sendo que a temperatura máxima de operação encontra-se próxima a 815°C. Além da alta temperatura, outra condição de trabalho observada em unidades de craqueamento catalítico (UFCC) é a solicitação do seu revestimento interno devido ao impacto de partículas catalisadoras, provocando dessa forma o desgaste por erosão do mesmo [4].

Devido a essas condições de operação, os equipamentos em questão são revestidos por materiais refratários densos antierosivos. É desejável que esse revestimento apresente um bom desempenho, de forma a garantir um processo controlável e reprodutível e a maximizar o intervalo de tempo entre paradas para manutenção, pois paradas freqüentes resultam em uma menor disponibilidade operacional desses equipamentos, bem como no aumento dos custos de manutenção [4, 5].

Para auxiliar na escolha de refratários mais adequados para tais aplicações, periodicamente são realizados processos de qualificação de materiais, nos quais ensaios laboratoriais buscam reproduzir as condições de trabalho, na tentativa de prever o desempenho dos mesmos quando aplicados. Visando aprimorar esses processos de qualificação de materiais, o presente trabalho buscou metodologias de ensaios laboratoriais que representam de forma mais realística possível as condições de operação. O foco do presente trabalho se concentrou nos ensaios de erosão a quente e de choque térmico, uma vez que se tratam das solicitações mais críticas dos revestimentos refratários dos equipamentos citados [4, 6].

Quanto ao dano por choque térmico, a literatura a esse respeito é bastante abrangente, sendo possível encontrar diversos tipos de ensaios e diferentes métodos para avaliá-lo, a maioria de acordo com normas internacionais. Por esse motivo, as metodologias já existentes foram analisadas e adicionalmente foi realizado um estudo, com auxílio da ferramenta SWOT (*Strength, Weakness, Opportunity and Threat*), buscando identificar qual é o método mais adequado para representar tais condições de trabalho.

Por outro lado, não existe nenhuma norma referente a ensaios de erosão em temperaturas elevadas. Por isso, durante os processos de qualificação de materiais essa propriedade costuma ser estimada por meio de ensaios de erosão a frio e também utilizando-se uma suposta correlação segundo a qual quanto maior o módulo de ruptura a quente, maior a resistência a erosão na mesma temperatura. Entretanto, a veracidade dessa correlação só será garantida por meio de um estudo mais aprofundado baseado em resultados de ensaios de erosão realizados em temperaturas elevadas.

Por esse motivo, outros integrantes do GEMM (Grupo de Engenharia e Microestrutura de Materiais) desenvolveram um erosímetro a quente, o qual teve como referência o modelo de um equipamento a frio convencional (normalizado). O presente trabalho não está relacionado diretamente com a etapa de fabricação do novo equipamento, mas sim com os ajustes que foram realizados no projeto original, visando seu funcionamento adequado, e as etapas de calibração. Durante a fase de calibração, além da busca por uma boa reprodutibilidade, os parâmetros de controle foram ajustados de forma a garantir que amostras ensaiadas no erosímetro a frio e no erosímetro a quente apresentassem o mesmo nível de desgaste, quando ambos equipamentos estivessem operando em temperatura ambiente. Tal procedimento buscava garantir que, quando o ensaio fosse realizado no erosímetro a quente, mas em temperatura ambiente, o volume erodido estivesse coerente com o esperado pela norma internacional de ensaios de erosão (ASTM C704). No entanto, devido à maior complexidade do sistema a quente, esses objetivos apenas

foram alcançados quando superados alguns desafios, estando o principal deles relacionado com a tentativa de minimizar o desgaste das peças que compõem o equipamento. Para tanto foi necessária uma escolha cuidadosa dos materiais usados na sua produção buscando aqueles que apresentassem maior capacidade de suportar as condições agressivas de ensaio (erosão e temperatura elevada). Após garantir que o equipamento estava adequado para uso, visando verificar a influência das temperaturas de ensaio e de queima, foram realizados ensaios exploratórios com materiais refratários com potencial de uso e aqueles atualmente utilizados. Os resultados de erosão a quente também foram analisados buscando a suposta correlação com outras propriedades dos materiais ensaiados. Adicionalmente, foram realizados ensaios de erosão em amostras previamente solicitadas por choque térmico.

Dessa forma, o objetivo do presente trabalho além do estudo sobre as metodologias de ensaios de choque térmico, a adequação do erosímetro a quente e a elaboração de um procedimento de calibração do equipamento procurar definir uma metodologia de ensaio capaz de reproduzir de forma realística e confiável as mais críticas condições de solicitação do revestimento refratário de calcinadores de leito fluidizado (indústria do alumínio) e UFCC (indústria petroquímica). Adicionalmente, a análise dos resultados da caracterização de diferentes materiais tem como foco principal a busca de uma suposta correlação entre erosão a quente e as demais propriedades avaliadas.

## **2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1 MATERIAIS REFRAATÓRIOS**

Pertencentes a classe dos materiais cerâmicos, os refratários apresentam como principais propriedades características a integridade em temperaturas elevadas, a resistência química em ambientes severos e a capacidade de proporcionar isolamento térmico [7]. No entanto, dificilmente um mesmo material apresentará simultaneamente todas essas características. Dessa forma, a composição do material deve ser escolhida de acordo com a sua aplicação, ou seja, de forma a maximizar as propriedades relacionadas às solicitações mais críticas as quais o mesmo será submetido. Adicionalmente, a granulometria das matérias prima que compõe o material refratário, e conseqüentemente, o empacotamento resultante, são determinantes de diversas propriedades dos materiais cerâmicos [8].

De forma geral, os concretos refratários possuem caracteristicamente empacotamento denso. Por outro lado, os materiais refratários isolantes são resultantes de um empacotamento de baixa densidade [8]. Isso por que a baixa densidade e, conseqüentemente, alta porosidade é mais eficiente com relação à isolação térmica e também contribui para uma maior resistência ao dano por choque térmico [10]. No entanto, essa maior porosidade compromete tanto a resistência mecânica do material, quanto sua capacidade de suportar carga e também a sua resistência ao ataque corrosivo [7].

Neste trabalho será abordada somente a subclasse dos materiais densos, mais especificamente os concretos monolíticos, materiais esses que vêm substituindo o uso de tijolos refratários e pré-formados [9, 10]. Essa substituição é consequência principalmente do bom desempenho e da maior facilidade e menor tempo de instalação apresentada pelos materiais não formados [10]. Adicionalmente, essa classe de materiais apresenta como vantagens a maior liberdade de design, possibilidade de uso de âncoras ou

suporte (reforçando o revestimento) e, em muitos casos, maior facilidade de reparos [9]. No entanto, quando se trata de materiais monolíticos há uma preocupação adicional com relação a capacidade de aderência do material a ser usado para reparo, pois é necessário que o mesmo seja adequadamente aderido no revestimento refratário pré-existente ou até mesmo na estrutura metálica de contato.

Os concretos refratários são constituídos de: agregados grosseiros, partículas finas (matriz), agentes ligantes e aditivos [10].

Segundo Oliveira et al, um concreto pode ser definido como um conjunto de grãos grossos mergulhados em uma matriz, cuja função é garantir a coesão do sistema, a sua lubrificação e a movimentação dos agregados [8]. Os agregados, cujo tamanho pode variar entre 300  $\mu\text{m}$  e 20 mm, atuam basicamente como o esqueleto do concreto. As partículas finas são usadas para preencher os vazios entre eles e, após a queima, essas partículas finas formam uma fase ligante que geralmente é responsável pela resistência mecânica do refratário [7].

O volume da matriz em um concreto é um fator determinante na definição do balanço de forças que governam o sistema, ou seja, para que os fenômenos de superfície sejam predominantes é necessário uma quantidade suficiente de matriz, com tamanho adequado. Caso contrário os fenômenos mássicos relacionados aos agregados predominarão. De forma geral, o ideal é que a matriz seja suficiente para conferir fluidez adequada, mas não exagerada a ponto de comprometer a resistência química e mecânica do concreto, uma vez que a matriz é caracteristicamente mais susceptível ao ataque químico e danos estruturais [8].

Com relação aos agregados (60-85% da formulação dos concretos), os mais comumente encontrados são a alumina calcinada, a alumina tabular, a alumina eletrofundida e o sínter de magnésia [9].

A alumina se trata de um óxido de alumínio ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ), cujos íons  $\text{Al}^+$  e  $\text{O}^-$  são fortemente ligados conferindo boa estabilidade química, alta dureza e elevada resistência mecânica (até 1100°C). No entanto, não apresenta um desempenho muito satisfatório com relação ao choque térmico, uma vez que

possui elevado coeficiente de expansão térmica [11]. Krietz mostra que quanto maior o teor de alumina no concreto, maior é a sua condutividade térmica. Esse aumento da condutividade térmica se deve ao fato do uso de material de maior densidade e também maior empacotamento do concreto devido a adição de grãos ultrafinos, que minimiza a quantidade de água necessária e conseqüentemente a porosidade do material [10].

Além dos grãos de alumina grosseiros, também é comum o uso de alumina reativa, ou seja, alumina com grande área superficial devido a sua baixa granulometria. A adição desses grãos auxilia na densificação do material e na sua sinterização em temperaturas mais baixas [9].

Tradicionalmente, a microsilícia é considerada ainda mais efetiva que os grãos finos de alumina. Muitos concretos refratários contém em sua composição microsilica, partículas submicrométricas de sílica, caracteristicamente muito reativa, que preenchem os espaços vazios deixados pelos grãos maiores que constituem o concreto. A sua adição favorece a formação de mulita e fosterita reduzindo a faixa de temperatura de sinterização do material [9].

Alguns concretos contêm carbono em sua formulação. A sua adição pode ser justificada pelo fato desse elemento apresentar elevada condutividade térmica o que reflete em maior resistência ao choque térmico. No entanto, apresenta como aspecto negativo a tendência a oxidação e, uma vez que se trata de um material com baixa molhabilidade pela água, aumenta o teor necessário de água, o que resulta em um material com maior porosidade e menor resistência mecânica [9]. Dentre as alternativas que contêm carbono, o carbeto de silício (SiC) se destaca como menos hidrofóbico, por esse motivo o seu uso vem se tornando mais comum nos últimos anos [13]. Adicionalmente, devido a sua dureza elevada o SiC tende a contribuir para uma maior resistência a erosão [12].

A fração fina do concreto, que engloba finos e superfinos (<45µm), ligantes hidráulicos, defloculantes, retardantes e aceleradores de pega,

comumente denominada por sistema ligante, é responsável pela coesão, por meio de ligações cerâmicas, dos agregados que compõem o concreto com o aumento da temperatura de queima [9].

Considerando os sistemas ligantes, os concretos mais tradicionais usam o cimento de aluminato de cálcio, CAC [10, 13].

O CAC é produto de uma reação, acima de 1300°C, entre cálcio e alumina. A quantidade e o tipo de fases formadas durante a sua sinterização são diretamente influenciados pela razão cálcia/alumina assim como pela temperatura. Considerando cimento de alta pureza, as suas principais fases hidratáveis são:  $C_{12}A_7$ , CA e  $CA_2$ , onde C e A representam respectivamente CaO e  $Al_2O_3$ . Essas fases apresentam diferentes taxas de hidratação e quando hidratadas são responsáveis pela resistência mecânica do concreto após a cura. A hidratação é resultado do contato do cimento com água formando íons cálcio ( $Ca_{2+}$ ) e tetra-hidroxi aluminato ( $Al(OH)_4^-$ ) e, quando atingido a saturação, é iniciada a precipitação e crescimento dos cristais de hidratos de aluminato de cálcio, gerando uma rede interconectada responsável por conferir a resistência mecânica do material.

As fases hidratadas durante a processo de cura do concreto, até 50°C, dependem da razão água/cimento, condições de cura e também da presença de impurezas, sendo as principais:  $CAH_{10}$ ,  $C_2AH_8$ ,  $C_3AH_6$  e  $AH_3$ . A razão água/cimento também tem uma influência direta e significativa na porosidade e na resistência do concreto durante as posteriores etapas de queima desse material. As condições de queima variam em função das condições de serviço nas quais o material será aplicado. No entanto, essas etapas são determinantes para as propriedades do produto final. A principal alteração nas propriedades do material ligado com CAC é a perda de resistência mecânica devido a desidratação das fases metaestáveis que foram formadas durante as etapas anteriores. Durante a queima a desidratação dessas fases é acompanhada por variações no seu volume e morfologia, aumento da porosidade e degradação da resistência mecânica. As faixas de temperaturas de desidratação das fases variam em função do tipo e da proporção de hidratos, da temperatura de cura e da taxa de aquecimento.

Segundo Lee et al as respectivas faixas de desidratação das fases  $CAH_{10}$ ,  $C_2AH_8$ ,  $C_3AH_6$  e  $AH_3$  são 100-130, 170-195, 300-360 e 210-300. No entanto, de acordo com o trabalho dos mesmos autores, se a  $AH_3$  for convertida em  $AH$ , só irá se desidratar em uma temperatura próxima de  $530^\circ\text{C}$ . Dessa forma, conclui-se que a água, embora fundamental para fazer o concreto fluir e para desenvolver as ligações hidráulicas, a sua liberação com o aumento temperatura resulta na degradação da resistência mecânica do material em temperaturas elevadas [9, 10]. Adicionalmente, concretos refratários ligados com CAC, se submetido a taxa de aquecimento muito alta, pode provocar explosão uma vez que a liberação de vapor aumenta a pressão interna [10].

Dentre as principais razões do uso de concreto ligados com CAC, se destacam o curto período de tempo (6-24h) necessário para atingir alta resistência mecânica e a obtenção de resistência mecânica a verde [9]. Com relação a trabalhabilidade do concreto ligado com CAC, Garcia et al estudaram o comportamento de alguns possíveis agentes aditivos aceleradores e retardadores durante a pega do CAC (aspecto fundamental principalmente quando se trata de materiais cuja aplicação será realizada via projeção), e concluíram que, uma vez usada a quantidade ideal, é possível potencializar os benefícios devido ao seu uso [14]. Entretanto, o seu uso apresenta como desvantagens o fato de se tratar de um material com alta porosidade após queima e a baixa resistência mecânica em temperaturas intermediárias devido à quebra das ligações hidráulicas como resultado da sua desidratação, além do sistema  $CaO-Al_2O_3-SiO_2$  favorecer a forma o de fase vítreia ou fase de baixo ponto de fusão no resfriamento degradando a refratariedade [9]. Segundo Krietz, para o HMoR diminuiu acima de  $1100^\circ\text{C}$ , uma vez que o cimento reage com a sílica (agregado ou matriz) formando anortita ( $CaO.Al_2O_3.2SiO_2$ ). De acordo com o autor essa rea o pode ser observada nessa faixa de temperatura por se tratar de um sistema com presença de  $CaO$  e  $SiO_2$ , pois o ponto de fusão dessa fase   aproximadamente  $1550^\circ\text{C}$  [10].

Ismael et al associaram a queda de resistência mecânica até 750°C com a desidratação de fases hidratáveis e geração de poros. Além disso, complementaram que, quando em sistemas  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ , o uso de CAC em altas temperaturas pode ser comprometido devido a possível formação de fases de baixo ponto de fusão [15].

Uma alternativa diante da necessidade de desenvolvimento de materiais refratários com características termomecânicas otimizadas na faixa de temperatura de serviço dos concretos é o desenvolvimento de materiais com quantidade reduzida ou sem CAC. De acordo com a ASTM os concretos podem ser classificados como concretos convencionais ( $\text{CaO} > 2,5\%$ ), com baixo e ultra baixo teor de cimento (1 a 2,5 e 0,02 a 1%, respectivamente), ou ainda como sem cimento (menos que 0,02% de  $\text{CaO}$ ) [16]. A última classe apresenta como alternativas o uso de argilas, sílica e alumina gel, alumina hidratável e ligantes a base de ligação fosfórica [9,10, 13].

A intenção de desenvolver concretos refratários com menor teor de CAC reflete na possibilidade de minimizar o teor de água necessário e, conseqüentemente, um produto final com menor porosidade e considerável resistência mecânica. Tal objetivo pode ser alcançado melhorando o fator de empacotamento dos concretos pelo uso de uma maior quantidade de partículas finas. No entanto, ao considerar os aspectos reológicos, com a redução do teor de água e aumento da quantidade de partículas finas se torna necessária a adição de aditivos adequados capaz de atuar na dispersão dessas partículas [9, 13].

No presente trabalho foram testados, além de materiais ligados com CAC, alguns ligados com sílica coloidal e outro com pega fosfórica.

As indústrias mostram uma tendência crescente de incentivo ao desenvolvimento de novos materiais e, conseqüentemente, os materiais refratários tradicionais vêm sendo gradativamente substituídos por materiais cujas propriedades são mais adequadas para as aplicações em questão.

A literatura mostra que é possível o desenvolvimento de materiais sem CAC por meio do controle da distribuição granulométrica combinada com

adição de aditivos como meio de obter concretos com alta resistência mecânica, tanto a verde, como em temperaturas elevadas.

Além da elevada resistência mecânica em uma ampla faixa de temperatura, concretos sem CAC também podem apresentar como vantagem o fato de não precisar da etapa de cura e também a não formação de compostos eutéticos resultantes da combinação de CaO com SiO<sub>2</sub> e Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [17].

Comparando concretos de alta alumina de ultra baixo teor de cimento (UBTC) com concretos de zero cimento (ZC), Studart et al observaram que aqueles ZC apresentaram queda da porosidade aparente com o aumento da temperatura, enquanto os concretos UBTC apresentaram aumento da porosidade, comportamento esse característicos de materiais que contém CAC. Verificaram também que a resistência mecânica a frio de amostras queimadas em temperaturas elevadas foi superior para os concretos ZC [17].

Os mesmos autores analisaram os efeitos da adição de microsilica nos concretos ZC e UBTC e verificaram, em ambos, aumento da resistência mecânica a frio, de amostras queimadas em temperaturas superiores a 800°C. Esse comportamento é justificado pela hipótese de que a sílica tenha reagido com compostos alcalinos resultando na sinterização via fase líquida o que confere maior sinterização do material. No entanto, verificaram também que para esse sistema a resistência mecânica a quente, acima de 1300°C, pode ser prejudicada devido a presença de fase líquida. Por outro lado, em temperaturas superiores a formação de mulita resulta no aumento da resistência mecânica a quente [17]. Gerotto et al acrescentam que a mulita também confere melhor desempenho com relação a solicitação por choque térmico [19].

A temperatura de formação de mulita é próxima a 1400°C, mas o uso de partículas nanométricas, ou seja, mais reativas, como por exemplo a sílica coloidal, pode resultar na formação de mulita em temperaturas inferiores. Adicionalmente, o uso microsilica, além de maior reatividade da matriz, confere um melhor empacotamento do sistema. Devido ao tamanho e forma das partículas de microsilica e também ao fechamento dos poros com a formação

de líquido resulta em queda da porosidade de concretos contendo microsíllica e sílica coloidal em sua composição [19].

A obtenção de mulita é favorecida tanto pelo aumento do teor de microsíllica como pela adição de óxidos multizadores, como  $TiO_2$  e  $Fe_2O_3$ , geralmente presentes em alumina marrom. No entanto, é importante ressaltar que se adicionados em quantidade inadequada esses óxidos podem favorecer a formação de fase de baixo ponto de fusão [17].

Como comentado anteriormente, concretos sílico aluminosos em presença de CaO podem formar, próximo de  $1300^\circ C$ , fases que degradam a sua resistência. No entanto, foi verificada a presença de fases de baixo ponto de fusão ( $\sim 1260^\circ C$ ) mesmo em alguns concretos praticamente isentos de CaO.

Os resultados obtidos por Gerotto et al mostram que na faixa de  $1200^\circ C$  o módulo de ruptura a quente dos materiais analisados ficou entre 24 e 35 MPa, sendo maior para aqueles concretos que contém microsíllica, fato esse que foi associado com a menor porosidade devido a adição de microsíllica. Acima dessa temperatura foi observado um decaimento da resistência mecânica, próximo de  $1300^\circ C$ , devido a formação de uma fase metaestável, mas seguida do aumento devido a formação de mulita [19].

De forma geral, concretos ligados com sílica coloidal apresentam menor tempo de preparação e alta permeabilidade, o que facilita a remoção de água diminuindo a chance de explosão durante o seu aquecimento [18]. Por outro lado, essa classe de materiais apresenta aspectos negativos como a redução da fluidez devido a formação de gel quando em contato com água, prejudicando dessa forma a etapa de mistura [19]. Magliano et al também verificaram o comprometimento da trabalhabilidade de concretos quando ligados com sílica coloidal com alta área superficial e acrescentou como aspecto negativo o trincamento do concreto durante a cura, o que resultou em degradação da resistência mecânica a quente. O poder ligante é maior quanto maior a área superficial da sílica coloidal, pois menor será o tempo de formação do gel (sistema ligante) e maior será o teor de mulita no concreto. Por outro lado, maior será a retração durante a secagem, o que pode resultar em trincas devido as tensões internas. Essas trincas podem contribuir para

aumento da porosidade assim como comprometer resistência mecânica do material [20].

Todavia, Ismael et al afirmam que composições usando tamanhos adequados de partículas podem resultar em refratários ligados com sílica coloidal de alto desempenho [18]. Outro trabalho apresenta como alternativa o uso combinado de sílica coloidal com alumina hidratável na tentativa de somar as já comentadas vantagens de refratários ligados com sílica coloidal e o fato de alumina hidratável resultar em alto desempenho com relação a resistência mecânica e porosidade reduzida [21]. Também foi estudado o efeito da adição de microsilica em sistemas ligados com sílica coloidal e verificou-se o desejado aumento da sua resistência mecânica devido a geleificação da sílica coloidal obtendo conseqüentemente uma estrutura mais coesa, uma vez que partículas de microsilica na matriz aumentam a área de ancoragem da mesma [22].

Outra alternativa como substituinte do uso de CAC, que já trata-se de uma classe de materiais que vem conquistando o mercado de indústrias como a do alumínio e petroquímicas, é a classe de materiais ligados com pega fosfórica. Tratam-se de sistemas ligantes a base de ácido fosfórico ou fosfato de monoalumínio (seco ou líquido) que ao reagirem com aditivos resultam em uma reação exotérmica formando assim a fase ligante [10].

Dentre essa classe de materiais, se destacam os refratários de alta alumina ligados por ligação fosfórica. A literatura apresenta a complexidade da reação entre ácido fosfórico e alumina, as reações intermediárias e principais produtos, cujas características são diferentes dependendo do tipo de alumina, da sua morfologia, da sua concentração, sua origem (natural ou industrializada), sua área superficial, o tamanho de partículas, a cristalinidade, do tempo de reação, da temperatura, da relação molar Al/P, entre outros fatores [23, 25].

Um dos materiais caracterizados nesse trabalho pertence a essa classe de materiais, mais especificamente, se trata de um material ligado com fosfato líquido (LPB). Decker constatou que o uso de LPB vem aumentando

nos últimos 15 anos, uma vez que seu uso resulta em ganhos para a companhia devido a redução dos custos com manutenção assim como melhorias no processo produtivo [24]. As características que o distingue dos materiais convencionais e também de outros materiais a base ligação fosfórica (como o mono alumínio fosfato, geralmente aplicável somente por socagem) e o tornam interessante para as aplicações em questão são: possibilidade de várias alternativas de métodos de aplicação, grande poder de aderência a refratário pré-existente (tornando-o ideal para reparos); alta resistência ao ataque de CO; alta resistência ao choque térmico, resistência a erosão, estabilidade dimensional e menor tempo necessário para mistura, secagem e queima [24, 25]. Adicionalmente, por a cura do concreto com ácido fosfórico resultar em uma menor pressão de vapor durante o aquecimento, quando comparado com refratários ligados com cimento, além de sua probabilidade de explosão com o aumento da temperatura ser minimizada, também é reduzida a probabilidade de gerar tensões no refratário [24].

Com relação a resistência mecânica, segundo Decker, a alumina reage com ácido fosfórico gerando fosfato de alumínio na forma de sal hidro-gel que será responsável por garantir o aumento da resistência mecânica do material. Essa reação acontece acima de 127°C e fica mais evidente acima de 350°C [24]. Outros autores mostram que esse comportamento se torna mais estável a 300°C e a resistência mecânica do material aumenta, de forma gradual, com o aumento da temperatura de queima [25]. No entanto, de acordo com a literatura, a resistência mecânica a frio de amostras queimadas a 1080°C é menor quando comparadas com os resultados daquelas queimadas a 815°C, o que mostra que esse tipo de material pode apresentar queda de resistência mecânica para temperaturas de queima elevadas devido a devitrificação do material nessa faixa de temperatura. Por outro lado, O'Hara et al mostra com base nos resultados experimentais que a adição de ácido crômico é uma boa alternativa para minimizar esse comportamento indesejado [26].

A alta resistência ao ataque de CO, característica de materiais ligados com fosfato, se deve ao fato de que o Fe, impureza presente, mesmo que em pequena quantidade, nos materiais refratários, reage com o ácido fosfórico em

temperatura ambiente formando fosfato de ferro [24]. Dessa forma, uma vez reagido, o Fe perde a função catalisadora de formação de coque, reação essa que acontece próximo de 400°C, devido ao contato de CO com partículas de ferro ou óxido de ferro reativo, resultando em carbono sólido. Segundo Serra et al, a formação de coque é indesejada, pois a sua precipitação do carbono pode resultar em trincas no revestimento refratário [4, 27].

Existem várias formas para classificar materiais refratários, uma delas é relacionada à composição, na qual o material pode ser classificado como sílico-aluminoso, a base de sílica, básico ou especial. Cada classe de materiais apresenta uma característica particular. De forma simplificada, quando se trata de materiais sílico-aluminosos, o aumento da porcentagem de alumina no refratário aumenta a sua temperatura máxima de aplicação; silicosos apresentam a capacidade de suportar cargas em temperaturas elevadas e são resistentes a escórias ácidas; os refratários básicos (MgO) são resistentes a escórias básicas e os demais refratários, classificados como especiais (geralmente de alta pureza e baixa porosidade), são usados em aplicações bem específicas. Pertencem a esse último grupo alguns refratários de alumina, sílica, magnésia, zircônia, mulita e compostos de carbetos. No entanto, as aplicações para refratários que contém carbetos de silício geralmente são limitadas para temperaturas inferiores a 800°C, devido a sua susceptibilidade a oxidação [7]. A literatura mostra que a oxidação é mais provável e tende a ser acelerada quando se trata de ambientes onde há vapor de água na atmosfera, condição evidenciada no caso de calcinadores de leito fluidizado [28].

Adicionalmente aos agregados, a matriz e ao agente ligante, é comum ajustes através do uso de aditivos, como dispersantes, retardantes, aceleradores, assim como pelo teor de água [10].

Quando aquecidos a altas temperaturas, esses constituintes são sinterizados resultando em materiais com suas propriedades características. A sinterização pode ocorrer com ou sem presença de fase vítrea. Quando na

presença de fase vítrea a resistência mecânica a altas temperaturas pode ser degradada [11].

Todos os avanços alcançados na área de materiais refratários, tanto com relação à composição, como às metodologias de aplicação, são consequências da maior exigência ditada pelos setores clientes, que buscam incessantemente materiais com vida útil prolongada e redução no tempo de aplicação desses materiais, por meio de técnicas que apresentem maior praticidade. Essa preocupação se deve ao fato de um material não adequado poder resultar em freqüentes necessidades de reparos e paradas para manutenção, que podem até resultar na interrupção de todo o processo produtivo, refletindo assim em redução de lucros.

Pesquisas mostram que o segmento industrial cliente mais expressivo no ramo de materiais refratários é a siderurgia, representando um consumo de aproximadamente 70%, enquanto os metais não-ferrosos e a indústria petroquímica, focos desse trabalho, representam, respectivamente 8 e 1% do consumo geral [29]. Porém, mesmo as aplicações em questão representando uma pequena fatia do mercado, esses setores representam um consumo considerável, uma vez que a quantidade de material refratário aplicado em cada unidade de produção (tanto o calcinador como a UFCC) soma 300 toneladas [3, 4].

No passado era comum o uso em aplicações variadas, de materiais refratários desenvolvidos para serem usados na indústria do aço. No entanto, nos últimos anos vem aumentando a preocupação mais direcionada no desenvolvimento de materiais que apresentem alto desempenho quando aplicados nos demais setores industriais. Para acelerar o ritmo desse avanço é necessário um maior entendimento dos mecanismos de degradação do refratário por meio de investigações que avaliem os mecanismos de desgaste em cada aplicação específica [4, 30].

Com relação aos materiais densos aplicados em calcinadores e em UFCC, foco desse trabalho, é sabido que o desgaste por erosão e o dano por choque térmico são considerados os mais críticos mecanismos responsáveis pela sua degradação [4]. Portanto, fica evidente a necessidade de utilizar

materiais que apresentem boa resistência a esses tipos de solicitações. A melhor forma de verificar o desempenho dos materiais quando aplicados é por meio da realização de ensaios laboratoriais que representem o mais fielmente possível as condições de trabalho.

## 2.2 CALCINADORES DE LEITO FLUIDIZADO

A calcinação na indústria do alumínio consiste em uma etapa do seu processo produtivo na qual, por aquecimento, o hidróxido de alumínio  $[\text{Al}(\text{OH})_3]$  é transformado em alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Para esse propósito, podem ser usados dois tipos de equipamentos, o forno rotativo ou o calcinador de leito fluidizado (Fig. 2.1). Atualmente, mesmo se tratando de um sistema mais complexo, o segundo é o mais utilizado por ser um sistema termicamente mais eficiente, apresentar menores custos de operação e maior produtividade [3].

Devido às condições de operação dos calcinadores de leito fluidizado, é necessário que a sua estrutura metálica seja internamente, quase que em sua totalidade, revestida com materiais refratários somando aproximadamente 300 ton de refratários por unidade de calcinação.



Figura 2.1: Foto de um calcinador de leito fluidizado (foto fornecida pela Alcoa).

Como via de regra, em regiões onde a temperatura de operação ultrapassa 500°C, o revestimento é constituído por duas camadas de materiais refratários, uma de concreto denso antierosivo, a qual fica em contato com a face quente do equipamento, e outra de material isolante, localizada entre o material denso e a carcaça metálica (Fig. 2.2). O material isolante é usado para proteger a chaparia contra o seu aquecimento devido ao fluxo interno de ar quente, enquanto a função do material denso é antierosiva. No entanto, em regiões cuja temperatura é inferior a 500°C o revestimento é composto somente por uma camada de material denso, cuja espessura deve ser suficiente para cumprir a função antierosiva e também de isolamento térmico [5].

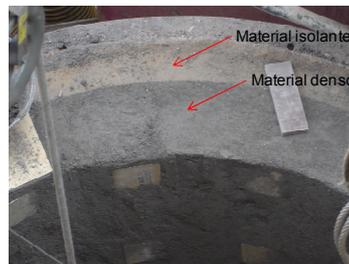


Figura 2.2: Revestimento do calcinador com camadas de materiais refratários denso e isolante (foto fornecida pela Alco/Poços).

Devido às condições de operação da unidade de calcinação, uma das solicitações mais críticas do seu revestimento é a erosão. Esse tipo de desgaste é evidenciado pela remoção de materiais de parede interna do revestimento devido a colisão das partículas de alumina e de hidróxido, as quais são transportadas pneumaticamente com alta velocidade (atingindo até 65 m/s) por meio dos vasos e dutos do equipamento. O desgaste é mais severo nas diversas regiões de variações bruscas de direção.

O dano por choque térmico também é considerado uma das principais causas do desgaste do revestimento refratário. Esse tipo de dano pode ser provocado pelo resfriamento ou aquecimento do equipamento a taxas inadequadas durante paradas preventivas e corretivas. A oscilação brusca de temperatura durante a troca de campanhas de produção de diferentes tipos aluminas, uma vez que as temperaturas de operação variam de acordo com a

de alumina a ser produzida, é considerada outra forma de solicitação térmica, assim como a exposição do revestimento a temperaturas superiores aquelas de projeto (no caso de contato direto com chamas, por exemplo) [5, 6]. Adicionalmente, o vaso de retenção (HV), posicionado na etapa do processo de acordo com a Figura 2.3, é solicitado constantemente, uma vez que a alumina descarregada nessa região está  $1000^{\circ}\text{C}$  enquanto o fluxo de ar responsável por arrastar essas partículas está a aproximadamente  $60^{\circ}\text{C}$  [5].

A Tabela 2.1 apresenta as temperaturas de operação para cada tipo de alumina produzida e a velocidade média de transporte de partículas em cada região do equipamento e a Figura 2.3 ilustra esquematicamente um calcinador de leito fluidizado.

Por meio da análise visual do revestimento após o uso, verificou-se que o desgaste erosivo é mais severo em regiões cujo fluxo de partículas atinge velocidades maiores e onde há variações bruscas de direção. Existem duas alternativas para minimizar o nível de desgaste por erosão, sendo uma delas a realização de alterações no projeto do equipamento e a outra o uso de materiais refratários de maior desempenho. No entanto, a utilização de materiais com superior resistência ao desgaste parece ser mais viável [2]. Adicionalmente, uma vez que a literatura mostra que o dano por erosão é intensificado quando há desgaste simultâneo por choque térmico [31], é necessária a busca por materiais que também apresentem maior resistência ao choque térmico, uma vez que as causas desse tipo de dano são associadas a parâmetros de operação do equipamento, condições essas que dificilmente serão modificadas.

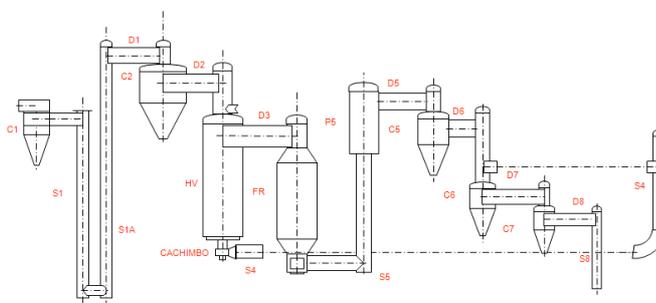


Figura 2.3: Esquema ilustrativo de um calcinador de leito fluidizado.

Tabela 2.1: Temperatura de operação e velocidade de partículas [3].

Tipos de alumina	Temperaturas de Operação (° C)			Velocidade (m/s)
	SGA	APC	A2	
<b>Ciclone 1 - C1</b>	165	150	220	19,10
<b>Duto 4 – D4</b>	200	160	300	26,54
<b>S1</b>	180	450	300	56,75
<b>S1A</b>	380	550	510	63,00
<b>Duto 1 – D1</b>	390	680	515	18,23
<b>Ciclone 2 – C2</b>	321	675	510	29,34
<b>Duto 2 – D2</b>	1020	1150	1250	11,34
<b>Chaminé D-2</b>	1025	1250	1220	12,00
<b>HV-1</b>	1010	1220	1100	30,29
<b>Duto 3 – D3</b>	1050	1270	1250	50,58
<b>FR-1</b>	1100	1300	1275	26,93
<b>S-5</b>	900	950	905	66,42
<b>P-5</b>	950	1000	950	38,90
<b>Duto 5 – D5</b>	900	900	800	25,64
<b>Ciclone 5 – C5</b>	550	850	760	29,26
<b>Duto 6 – D6</b>	820	750	600	18,43
<b>S-6</b>	500	750	700	25,85
<b>Ciclone 6 – C6</b>	430	690	600	23,12
<b>Duto 7 – D7</b>	400	580	400	18,46
<b>S-7</b>	450	750	400	18,46
<b>Ciclone 7 – C7</b>	230	550	400	40,39
<b>Duto 8 – D8</b>	300	800	700	17,44
<b>S-8</b>	300	750	600	17,44
<b>S-4</b>	850	1250	1000	50,58
<b>Cachimbo</b>	1050	1250	1250	-

## 2.3 UNIDADES DE CRAQUEAMENTO CATALÍTICO

O processo produtivo de uma refinaria de petróleo consiste, resumidamente, na conversão de óleo bruto em produtos como gasolina, diesel, óleos lubrificantes, óleo combustível entre outros [32]. Essa conversão é fruto de variações físicas e químicas que ocorrem em vários estágios do processo produtivo, sendo um deles o craqueamento, o qual será abordado com mais detalhes no presente trabalho.

A unidade de craqueamento catalítico é um dos setores mais rentáveis numa refinaria, pois se trata de uma etapa que é responsável por agregar valor ao produto final [4].

A Figura 2.4 apresenta um esquema ilustrativo de uma unidade de craqueamento catalítico, que consiste basicamente de um regenerador, um reator e dutos de transferência.

Com relação ao princípio de funcionamento dessa unidade, primeiramente, no fundo do *risers*, o óleo é misturado com os catalisadores, ambos pré-aquecidos. Essa mistura é vaporizada de forma ascendente até o reator, onde as cadeias de hidrocarbonetos são quebradas gerando diferentes produtos que seguem para uma torre de fracionamento e serão coletados de acordo com a sua carga. Ciclones localizados no interior do reator são responsáveis por separar os catalisadores do produto final. Esses catalisadores, então desativados, seguem para o regenerador, onde serão reativados por meio da queima do coque aderido na etapa anterior. A combustão do coque, além de regenerar os catalisadores, fornece calor para o processo de craqueamento. Na sequência, os catalisadores retornam para o *risers* iniciando assim um novo ciclo [4, 32, 33].

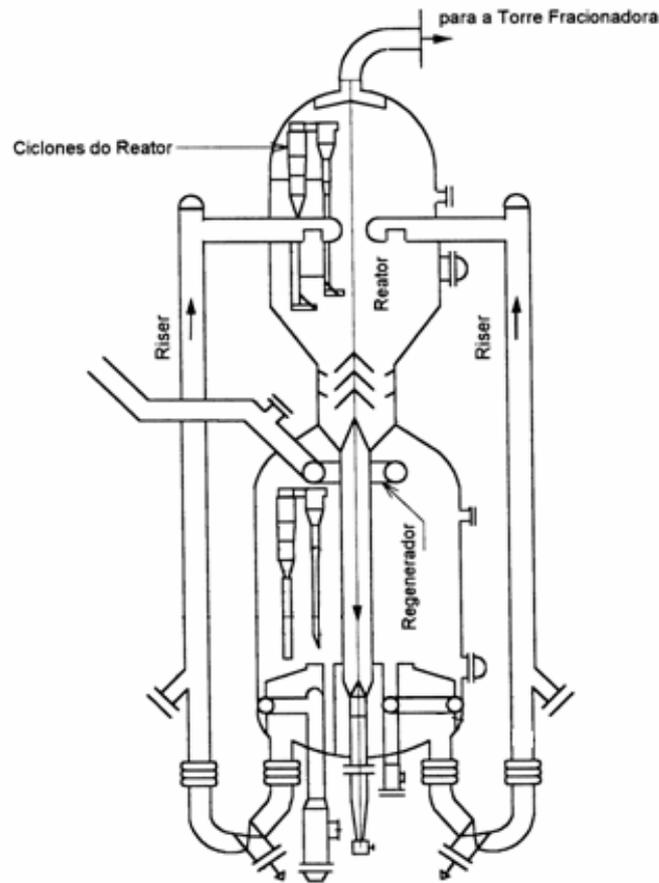


Figura 2.4: Esquema de uma unidade de craqueamento catalítico fluidizado (UFCC) [4].

É de fundamental importância o uso de catalisadores durante a etapa de craqueamento, pois eles têm a função de acelerar a reação. No entanto, por se tratar de micropartículas duras fluidizadas, são também responsáveis pela degradação do revestimento refratário devido ao inevitável impacto nas paredes do equipamento [4]. Assim como nos calcinadores de leito fluidizado, devido às condições de operação que envolvem temperaturas elevadas (550°C a 800°C) e solicitação por erosão, a estrutura metálica da unidade de craqueamento catalítico deve ser revestida com material refratário. As regiões por onde há contato direto com as partículas catalíticas são revestidas com concretos densos antierosivos e as demais regiões são revestidas somente com material isolante, cuja função é minimizar a perda térmica [4].

Uma vez que tanto a condição de temperatura elevada como o impacto de partículas abrasivas são conseqüências das condições de operação do processo em questão, não é possível evitá-las, logo o revestimento refratário será inevitavelmente solicitado de forma constante. Um meio de minimizar a sua degradação e aumentar a vida útil do equipamento é o uso de materiais que apresentem alto desempenho, principalmente com relação ao isolamento térmico, no caso de refratários isolantes, choque térmico e erosão quando se trata de materiais densos. O principal foco do presente trabalho é analisar o desgaste por erosão a quente.

## **2.4 DESGASTE POR EROSÃO**

### **2.4.1 Definição**

A norma ASTM define desgaste por erosão como sendo a perda progressiva de material quando esse é atingido por um fluido, que pode ser um líquido e/ou partículas sólidas [34]. No caso específico do presente trabalho, o foco será direcionado para desgaste por partículas sólidas, uma vez que nas aplicações industriais em questão o desgaste erosivo acontece dessa forma.

A Figura 2.5 apresenta uma região do revestimento refratário de uma unidade de calcinação que foi danificado por erosão.

Para uma melhor compreensão do mecanismo de desgaste por erosão, é importante discernir erosão de abrasão, pois esses conceitos são geralmente correlacionados equivocadamente. A diferença básica entre esses dois mecanismos consiste no fato de que quando se trata de abrasão, um corpo sólido desliza ou derrapa paralelamente à superfície do material que está sendo solicitado, ou seja, de forma mais simplificada, se trata de solicitação por fricção. Por outro lado, o desgaste por erosão acontece devido à solicitação do

material alvo por meio do impacto de partículas que incidem na superfície do material em diferentes ângulos [35].



Figura 2.5: Revestimento refratário desgastado por erosão (foto fornecida pela Alcoa/Poços).

Diferentemente do caso de abrasão, o qual se trata de um mecanismo de desgaste contínuo, a erosão, quando por partículas sólidas, é resultado de uma série de eventos independentes e essas partículas ficam em contato com o material alvo por um tempo muito pequeno [36]. Ambos casos resultam na remoção de material, porém, no caso da abrasão, a superfície do material é desgastada como um todo enquanto que, quando se trata de erosão, geralmente a região mais fraca é desgastada preferencialmente, assunto esse que será discutido com mais detalhes posteriormente. As Figuras 2.6 e 2.7 apresentam esquematicamente as superfícies de concretos refratários desgastadas por abrasão e por erosão, respectivamente.

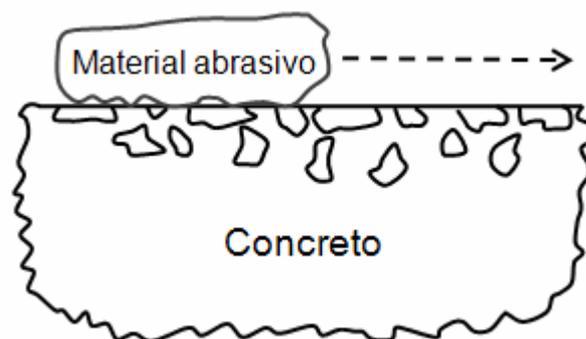


Figura 2.6: Mecanismo de abrasão [35].

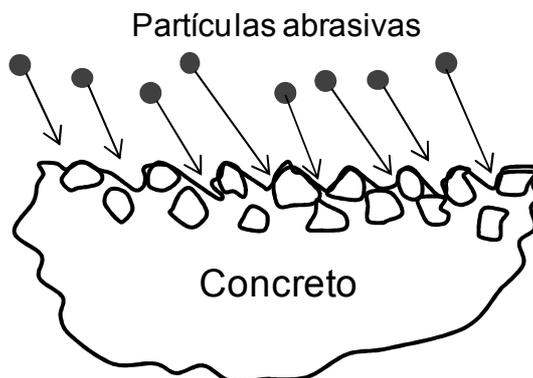


Figura 2.7: Mecanismo de erosão [35].

Em uma mesma amostra metálica, apresentada no trabalho de Winkelmann et al [37], é possível observar os dois tipos de desgaste, uma vez que a metodologia de ensaio por eles adotada (ângulo da amostra e ângulo do fluxo de partículas igual a  $45^\circ$ ) resulta em um desgaste no qual há duas diferentes áreas de desgaste (zona de impacto e zona de abrasão), como pode ser observado na Figura 2.8.

No entanto, como será abordado com mais detalhe posteriormente, os ensaios referentes ao presente trabalho foram realizados a  $90^\circ$ , ou seja, com fluxo de partículas perpendicular a superfície das amostras, resultando dessa forma, somente em desgaste por erosão.



Figura 2.8: Superfície desgastada, com duas diferentes zonas de desgaste [37].

De forma geral, o trabalho total ( $W_t$ ) envolvido durante o desgaste por erosão inclui diferentes mecanismos de dissipação de energia [38], como representado pela equação 2.2:

$$W_t = W_p + W_f + W_e \quad (2.1)$$

onde:

$W_p$  = energia dissipada no processo de deformação plástica;

$W_f$  = energia de fratura;

$W_e$  = energia elástica.

$W_p + W_f$  são considerados trabalhos irreversíveis ( $W_{irr}$ ), enquanto  $W_e$  é a energia elástica recuperada depois do rebote das partículas. Portanto, o volume erodido ( $V_e$ ) pode ser escrito como:

$$V_e = K W_{irr} \quad (2.2)$$

onde  $K$  é uma constante de proporcionalidade.

Uma das formas de medir o dano causado pelo desgaste por erosão é por meio da taxa de erosão, definida como a razão entre a massa removida do material alvo e a massa de partículas erosivas utilizada durante o ensaio [36]. No entanto, quando a quantidade de partículas é padronizada, é comum calcular o valor do volume erodido,  $\Delta V$  ( $\text{cm}^3$ ), que é obtido por meio da razão entre a diferença de massa, antes e após o ensaio,  $m_1 - m_2$  (g) e a densidade específica do material alvo,  $M_{esp}$  ( $\text{g}/\text{cm}^3$ ), de acordo com a fórmula que segue:

$$\Delta V = (m_1 - m_2)/M_{esp} \quad (2.3)$$

A literatura mostra que quando a velocidade de partículas sólidas atinge 3 m/s já pode ser observado desgaste por erosão e esse tipo de

desgaste se torna crítico quando a velocidade de fluxo supera 36 m/s. Além da velocidade, a turbulência é um fator intensificador deste tipo de desgaste, e essa turbulência tende a ser maior em regiões onde já foi iniciado o processo de desgaste por erosão, pois no local da erosão é formada uma superfície irregular, resultante do desgaste, o que contribui para intensificar a turbulência naquela região, aumentando gradativamente a taxa de erosão local. É observado também que a intensidade do desgaste é mais severa em regiões onde há variações bruscas (próximas a 90°) da direção do fluxo. Adicionalmente, o dano simultâneo por choque térmico pode resultar em maior susceptibilidade do material com relação ao desgaste por erosão [31].

Na sequência será apresentada uma abordagem geral de alguns parâmetros que podem influenciar a taxa de erosão.

#### **2.4.2 Parâmetros que podem influenciar a taxa de erosão**

O desgaste erosivo pode ser influenciado tanto pelas características do fluido (viscosidade, densidade e reatividade química), da partícula abrasiva (forma e tamanho) e do material alvo (microestrutura, tenacidade e dureza), como pelas condições em que o fluxo incide sobre a superfície do material (ângulo de impacto, velocidade das partículas, concentração de partículas no fluido e a temperatura de operação) [31, 39 e 40]. A literatura também apresenta trabalhos que correlacionam a resistência a erosão do material com algumas condições de processamento, como as condições de cura, a quantidade de água adicionada [41], o teor de cimento [42] e as condições do tratamento térmico no qual o material é submetido [42].

Wiederhorn defende que a velocidade das partículas abrasivas é o parâmetro mais relevante quando se trata de desgaste por erosão. Essa afirmação tem como base a justificativa de que, independentemente das

demais variáveis, se a velocidade de partículas não for suficiente para promover o desgaste por erosão, o mesmo não acontecerá [31].

A Figura 2.9 mostra resultados da taxa de erosão (quantidade de material removido em função do número de partículas abrasivas usadas durante o ensaio) com relação a velocidade de impacto em um concreto sílico-aluminoso (86%-p de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e 11%-p de  $\text{SiO}_2$ ) que foi ensaiado com três diferentes tipos de partículas abrasivas, em temperatura ambiente. Para todos os casos analisados, a taxa de erosão aumentou com o aumento da velocidade de impacto das partículas [43]. A mesma correlação entre volume erodido e velocidade de partícula, no entanto a  $1000^\circ\text{C}$ , também foi observada por Wiederhorn et al ao analisarem 5 diferentes materiais cerâmicos [39]. Esses resultados também revelam que a taxa de erosão depende das características da partícula abrasiva, mais especificamente da sua dureza, uma vez que quanto maior a dureza do material, maior foi a taxa de erosão [43]. Adicionalmente, resultados obtidos por Crowley mostra que a taxa de erosão também é influenciada pelo tamanho da partícula [44]. No entanto, esses não são fatores relevantes dentro do escopo do presente trabalho, pois as partículas que serão utilizadas já foram pré-definidas, uma vez que se optou por usar somente partículas de SiC com uma faixa granulométrica de acordo com aquela especificada na norma ASTM C704 [45].

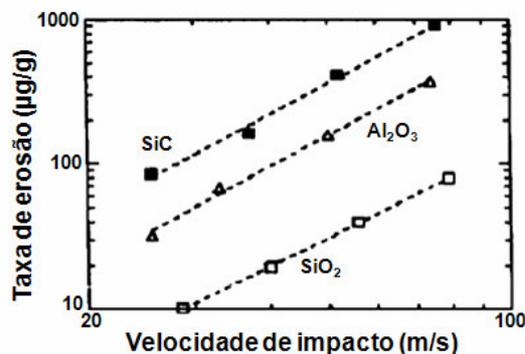


Figura 2.9: Taxa de erosão da alumina em função da velocidade de impacto para diferentes tipos de partículas abrasivas [43].

Wiederhorn et al também mostram que, para diferentes temperaturas de ensaio, a taxa de erosão de um material refratário, com 95% de alumina, aumenta com o aumento da velocidade das partículas [46] (Figura 2.10).

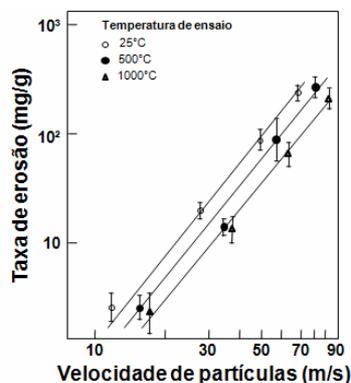


Figura 2.10: Taxa de erosão em função da velocidade das partículas abrasivas e da temperatura de ensaio [46].

Adicionalmente, a literatura mostra que a velocidade do ar, responsável por sugar e conduzir as partículas erosivas até a superfície da amostra a ser impactada, e conseqüentemente, a velocidade das partículas pode ser aumentada como resultado do aumento na pressão (Figura 2.11) [44].

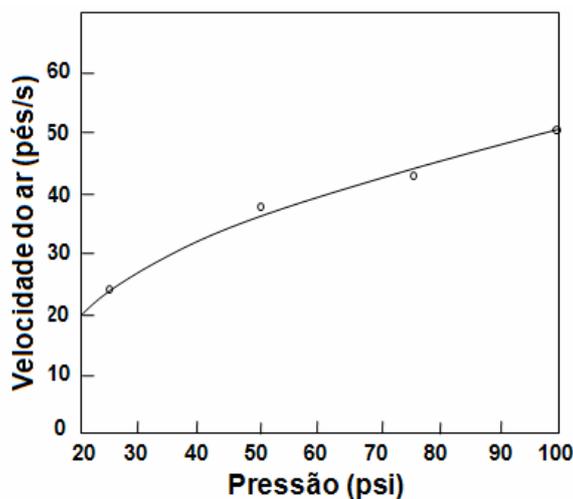


Figura 2.11: Velocidade do ar em função da pressão para bico de 0,228 pol. de diâmetro [44].

Dessa forma, como mostrado na Figura 2.12, a taxa de erosão também aumenta com o aumento da pressão [44]. Portanto, uma vez que a pressão tem efeito direto, e semelhante, ao efeito da velocidade de partículas, na taxa de erosão, a intensidade do desgaste erosivo também pode ser ajustada por meio do controle na pressão.

A literatura apresenta dois métodos para medir a velocidade das partículas abrasivas, sendo que o método mais comumente utilizado é o método do disco duplo [47, 48], mas também existem trabalhos que mostram que esse método não é adequado para temperaturas acima de 300°C [49].

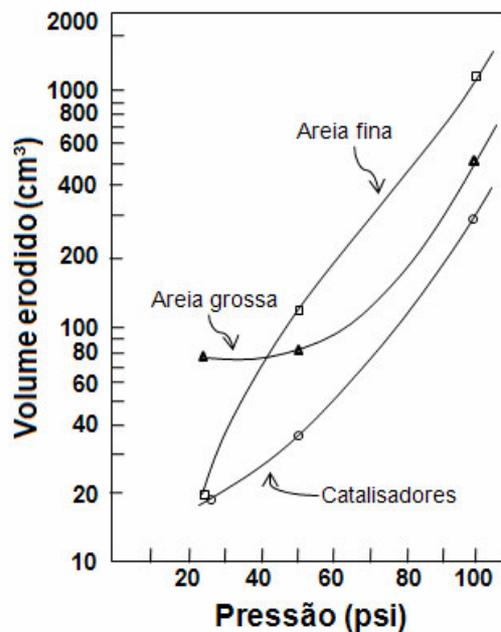


Figura 2.12: Taxa de erosão em função da pressão, com ângulo de impacto de 30° e diferentes tipos de partículas abrasivas [44].

Adicionalmente, com relação a afirmação feita por Wiederhorn de que a velocidade das partículas abrasivas é o parâmetro mais relevante no desgaste por erosão [31], não é possível discordar que realmente a velocidade tem um efeito significativo na taxa de erosão, entretanto, assim como outros fatores, a dureza das partículas abrasivas também é um fator determinante para que haja desgaste por erosão, uma vez que, se as partículas incidentes não

apresentarem dureza suficiente, elas serão preferencialmente deformadas e/ou fragmentadas, podendo não resultar em desgaste do material alvo [50].

Portanto, não é aconselhável afirmar que um ou outro fator é o mais relevante na determinação da intensidade de desgaste, pois a influência de cada parâmetro não acontece de forma independente. Dessa forma o ideal seria analisar o sistema como um todo, considerando todos os fatores que poderiam influenciar na severidade do desgaste [43, 50]. No entanto, é praticamente impossível abordar esse sinergismo durante a análise de resultados experimentais. Uma alternativa para minimizar a complexidade envolvida no sistema é manter alguns parâmetros constantes, simplificando dessa forma a análise dos resultados.

No caso do presente trabalho, durante a realização dos ensaios, foram variados somente a temperatura e o ângulo de impacto, por esse motivo a revisão bibliográfica será, na sequência, direcionada ao estudo da influência desses parâmetros, que também tem uma significativa influência na taxa de erosão.

### **2.4.3 Modelos de desgaste por erosão para materiais frágeis e materiais dúcteis**

A literatura apresenta dois diferentes modelos de desgaste por erosão. Um deles está relacionado aos materiais dúcteis, de forma geral aos metais, e o outro é referente aos materiais frágeis, classe na qual se encontram as cerâmicas refratárias. Em materiais dúcteis o mecanismo de erosão é evidenciado pela formação de sulcos e ranhuras. Quando se trata de materiais frágeis, o processo de desgaste erosivo ocorre por meio da formação e propagação de trincas, resultando na remoção de material. Uma forma de verificar os distintos mecanismos de desgaste erosivo, é através da análise da taxa de erosão em função do ângulo de impacto (ângulo entre a superfície da

amostra e a direção do fluxo de partículas), uma vez que, em temperatura ambiente, materiais dúcteis apresentam maior nível de desgaste quando ensaiados com ângulo de impacto próximo a  $30^\circ$ , enquanto que para materiais frágeis o desgaste máximo é referente ao ângulo de impacto de  $90^\circ$ , cujo gráfico representativo é o da Figura 2.13 [31].

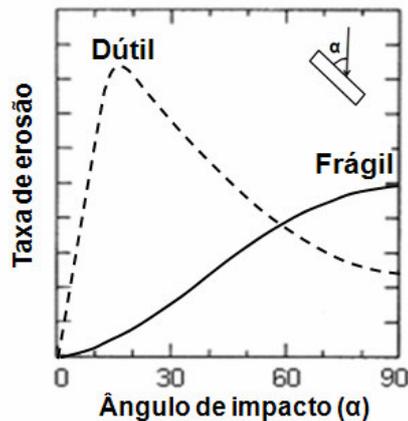


Figura 2.13: Taxa de erosão em função do ângulo de impacto [31].

Em materiais dúcteis, o impacto por partículas erosivas resulta em deformação plástica do material, descascamento e/ou cortando a superfície do material alvo. Como esquematizado na Figura 2.14, a correlação entre o mecanismo de desgaste e o ângulo de impacto pode ser resumida em 3 distintos estágios [1]:

1) condições de impacto com baixos ângulos: certa quantidade de material é arrastada, formando uma cratera na superfície do material alvo na região varrida pela partícula abrasiva;

2) ângulos de impacto referentes a uma maior inclinação da amostra (com relação ao fluxo): a cratera é formada da mesma forma, porém é comum que uma quantidade de material permaneça empilhada nas suas proximidades, mas esse material poderá ser facilmente arrancado por outras partículas que atingirão a amostra posteriormente;

3) ângulo de impacto próximo a  $90^\circ$ : também são formadas crateras na superfície da amostra, mas a remoção de material é dificultada devido ao posicionamento da amostra com relação ao fluxo das partículas abrasivas [1].

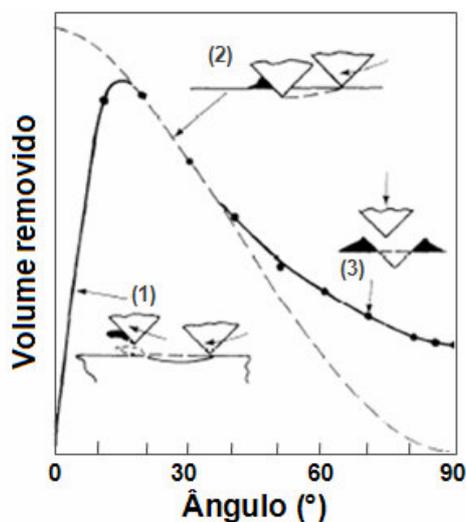


Figura 2.14: Remoção de material em função do ângulo de impacto [1].

Com relação aos materiais frágeis, o mecanismo de desgaste ocorre por trincamento. É possível encontrar na literatura diversos modelos de mecanismos de desgaste por erosão para essa classe de materiais. Na sequência, serão apresentados os modelos mais aceitos.

No modelo de regime puramente elástico, o impacto de partículas abrasivas resulta na formação de trincas cônicas, conhecidas como trincas de Hertzian, que se propagam na superfície do material, na região de contato entre o material alvo e as partículas abrasivas, como ilustrado na Figura 2.15 [51]. Nesse caso, para que ocorra desprendimento de material é necessário que haja intersecção entre várias trincas [11]. Esse tipo de trincas geralmente é precedido por deformação elástica, no entanto existe um limite, tanto de tamanho de partícula como de velocidade, acima do qual o trincamento do material pode ser acompanhado também por deformação plástica [50].



Figura 2.15: Esquema ilustrativo de uma trinca de Hertzian [52].

Adicionalmente, ainda com relação ao regime puramente elástico, segundo Marques a formação de trincas de Hertzian só é garantida se o raio no ponto de impacto entre a partícula e o material alvo for maior que 200  $\mu\text{m}$  [11].

No caso do modelo elasto-plástico [50], durante o carregamento, a amostra é comprimida e então é deformada plasticamente gerando dessa forma tensão interna que resulta na formação de trincas radiais. Quando a solitação é cessada, se inicia a formação de trincas laterais, que se curvam e se propagam em direção a superfície, e, como resultado, o material é removido no formato de concha [53]. Esse mecanismo de remoção de material é oriundo da tensão residual da zona de deformação plástica [39]. São as trincas laterais as responsáveis pela remoção do material, mas as trincas radiais já atuam degradando-o mecanicamente [53]. A literatura mostra que existe um limite mínimo de energia cinética necessário, tanto para iniciar o trincamento radial, como o trincamento lateral [47, 54].

A Figura 2.16 ilustra os estágios referentes a esse regime, porém essa ilustração é bem simplificada, uma vez que na realidade diversas trincas são formadas simultaneamente.

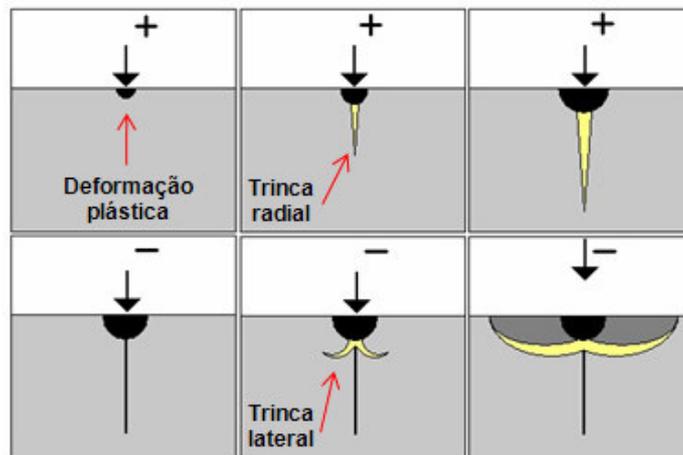


Figura 2.16: Trincamento de acordo com o modelo elasto-plástico (+: superfície sob carregamento, -: retirada de carga) [52].

De forma geral, o modelo puramente elástico e o regime elasto-plástico são restritos ao impacto por partículas esféricas e por partículas angulares, respectivamente. Porém, a Figura 2.17 mostra que existem limites de tamanho de partícula e de velocidade de impacto que quando excedidos resultam na formação de trincas laterais mesmo se tratando de impacto com partículas esféricas. Nessa Figura (2.17), as regiões representadas pelos números II e IV indicam situações em que, quando o material for submetido ao impacto por partículas angulares, há formação de trincas laterais, o que é observado também para partículas esféricas na região III e IV [50]. A mesma Figura (2.17) também mostra que, quando esses limites não são atingidos, caso da região I, a remoção de material será resultado de um processo plástico, comportamento característico de materiais dúcteis.

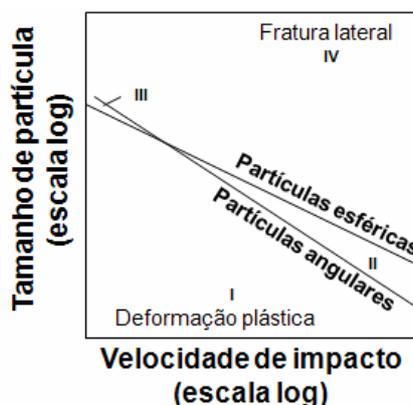


Figura 2.17: Condições nas quais partículas esféricas e angulares causam fratura lateral [50].

Verspui et al [51] analisaram a resposta de um vidro de borossilicato sendo impactado por partículas esféricas e também observou a possibilidade de obter deformação plástica e trincas radiais e laterais através do impacto com esse tipo de partículas abrasivas, reforçando a observação feita por Hutching [50]. Seus resultados mostram a transição entre regime elástico e plástico, que é determinada somente pela energia cinética da partícula, enquanto a

possibilidade de formação de trincas é dependente também do tamanho da partícula (Fig. 2.18). O mesmo foi observado por Bull [38].

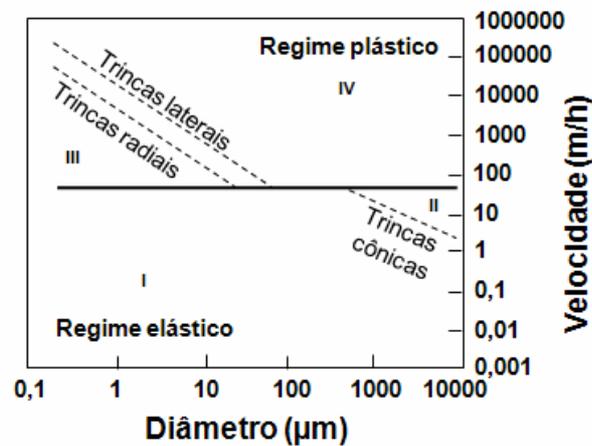


Figura 2.18: Mapa teórico de erosão para o borosilicato impactado por partículas esféricas [51].

É importante ressaltar que esses limites determinantes para o mecanismo de desgaste dependem também das características do material alvo [50].

Ainda com relação a influência do formato da partícula abrasiva, Sundararajan obteve resultados com cobre e suas ligas que mostram que quanto mais angular for o formato da partícula, menor é o ângulo de impacto correspondente a taxa máxima de desgaste. A Figura 2.19 mostra a taxa de erosão em função do ângulo de impacto, para os dois formatos de partícula, mostrando que a dependência da taxa de erosão em função do ângulo de impacto não está relacionada somente com as características do material alvo [36].

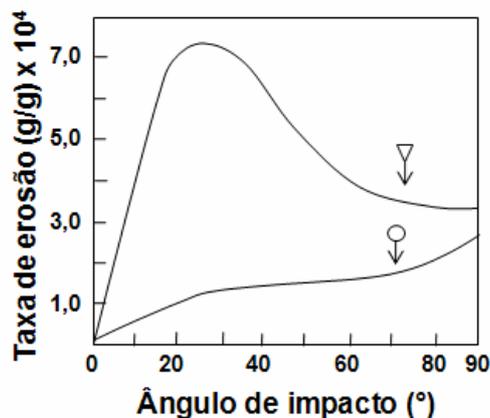


Figura 2.19: Influência do ângulo de impacto na taxa de erosão para os casos de partículas esféricas (o) e angulares (▽) [36].

No entanto, Suckling et al [55] afirmam que a taxa de erosão só é influenciada pelo formato das partículas quando a sua dureza é próxima da dureza do material alvo.

A transição frágil-dútil também pode ser observada quando a velocidade do fluxo é muito baixa e/ou as partículas são muito pequenas (Fig. 2.20), a ponto de não ser suficiente para iniciar o trincamento do material. Dessa forma, mesmo um material frágil pode apresentar comportamento característico de materiais dúcteis dependendo do tamanho das partículas abrasivas [50, 53].

Adicionalmente, a temperatura também pode influenciar na resposta do material, uma vez que um material frágil pode apresentar comportamento de material dútil e vice-versa, dependendo da faixa de temperatura. Esse se trata de um aspecto de muita relevância dentro do objetivo desse trabalho, por isso, esse assunto será, posteriormente, abordado com mais detalhes.

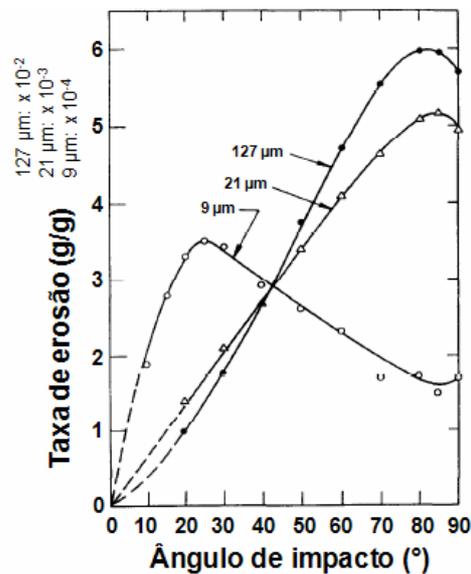


Figura 2.20: Influência do tamanho das partículas abrasivas (SiC) no desgaste erosivo do vidro observado pela taxa de erosão em função do ângulo de impacto [1].

Dessa forma, ficou claro que, assim como a natureza do material alvo, as características das partículas abrasivas e as condições de ensaio também têm uma influência significativa no comportamento do material quando o mesmo é solicitado por erosão.

Aquaro et al desenvolveram um modelo baseado em elementos finitos o qual simula o desgaste por erosão, tanto para materiais frágeis, como para materiais dúcteis, em função das suas principais propriedades mecânicas. Seus resultados apresentaram ser coerentes, qualitativa e quantitativamente, tanto com modelos teóricos, como com dados experimentais [56].

#### 2.4.4 Desgaste por erosão em materiais refratários

Além da característica resistência a temperaturas elevadas apresentada pelas cerâmicas refratárias, essa classe de materiais apresenta grande vantagem com relação à resistência a erosão quando comparada com materiais metálicos [31].

De acordo com o que foi apresentado anteriormente, diferentemente do desgaste por abrasão, no qual um corpo sólido é friccionado contra o material solicitado, desgastando a sua superfície como um todo, quando se trata de desgaste por erosão as partículas atingem regiões pontuais do concreto e a sua superfície não é desgastada uniformemente. Adicionalmente, como concretos refratários são compostos por agregados e matriz, os quais apresentam diferentes níveis de dureza, é observada uma maior tendência de erosão na região mais fraca, ou seja, a matriz do concreto é predominantemente erodida [35]. No entanto, como comentado anteriormente, o mecanismo de desgaste depende também do tamanho das partículas abrasivas, uma vez que, esse modelo só será válido quando as partículas abrasivas forem menores do que os agregados, caso contrário, tanto a matriz como os agregados serão simultaneamente desgastados. A Figura 2.21 ilustra esquematicamente essas condições de desgaste [44].

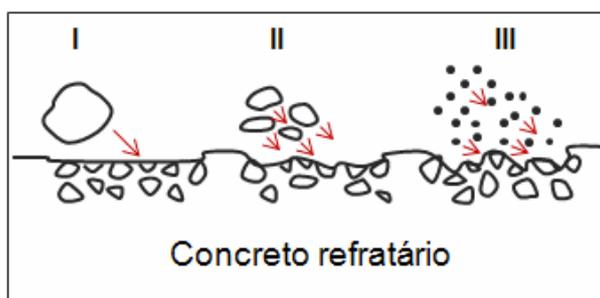


Figura 2.21: Mecanismos de desgaste erosivo para vários tamanhos de partículas abrasivas [44].

Clavaud et al acrescentam que esses mecanismos são complementares, uma vez que os materiais refratários são compostos de agregados com diferentes tamanhos. Além disso, os mesmos autores afirmam que existe um teor ótimo de matriz que determina se é predominante o desprendimento de agregados ou o volume de matriz erodida [40].

Engman considera que, para concretos refratários, o desgaste erosivo resultante é a soma do desgaste da matriz, do desgaste dos agregados e do

desprendimento de agregados. No entanto, de acordo com “efeito sombra”, modelo mais aceito para descrever o desgaste por erosão dessa classe de materiais, o desgaste dos agregados pode ser desprezível, uma vez que esse modelo se refere a condições nas quais as partículas abrasivas são menores que os agregados, resultando somente no desgaste da matriz e, conseqüentemente, desprendimento dos agregados [57].

O modelo “efeito sombra” é assim denominado devido a literal proteção da matriz pelo agregado, uma vez que, com o desgaste da matriz, o agregado se sobressai, como ilustrado na Figura 2.22, impedindo momentaneamente que mais partículas abrasivas a atinjam naquela região. No entanto, em um determinado momento, quando toda a matriz localizada nas proximidades do agregado é erodida, a ponto de cancelar o suporte dado a ele, esse ficará susceptível a se desprender do concreto, e, uma vez que ocorre o seu desprendimento, a matriz, até então protegida, ficará assim exposta ao impacto das partículas abrasivas [31].

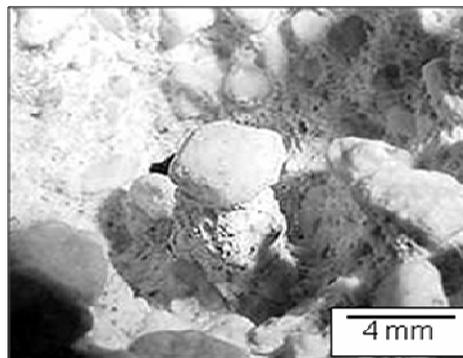


Figura 2.22: Agregados se sobressaindo, protegendo a matriz através do “efeito sombra” [30].

O modelo em questão assume que os agregados são esferas rígidas, e que não são desgastados quando atingidos pelas partículas abrasivas. Logo, quanto menor o ângulo de impacto, ou seja, quanto maior a inclinação da amostra, o agregado desempenha mais eficientemente o papel de protetor da matriz, então a área da matriz que pode ser atingida pelas partículas abrasivas é reduzida. Dessa forma, esse modelo justifica o porquê a taxa de erosão de

materiais frágeis diminui com a diminuição do ângulo de impacto. A Figura 2.23 apresenta um desenho geométrico que representa as variáveis envolvidas na equação matemática que descreve tal modelo (equação 2.4).

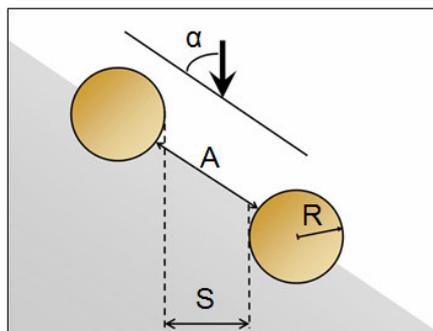


Figura 2.23: Detalhes geométricos do modelo usado para estimar o papel do “efeito sombra” no processo de erosão [31].

$$S = 2 ( 1 - R/\text{sen}\alpha ) \quad (2.4)$$

onde:

S é a área exposta;

$\alpha$  é o ângulo de impacto;

R é o raio do agregado.

Clauvad et al complementam essas afirmações, ao concluir que a severidade do desgaste por erosão é determinada tanto pela resistência da matriz à fragmentação, como pela força de ligação entre a matriz e o agregado. No entanto, os autores reforçam que esse mecanismo é válido somente para materiais frágeis, não englobando situações nas quais a temperatura de serviço pode resultar em aumento da ductilidade do material, ou seja, situações nas quais o material não pode ser considerado totalmente frágil [40].

Devido a heterogeneidade dessa classe de materiais, de acordo com Crowley, quando cerâmicas refratárias são submetidas a ensaios de erosão, é comum um desvio padrão de até 30% [44]. No entanto, segundo Engman para

o ensaio ser considerado reproduzível o desvio padrão deve ser no máximo 10% [57]. O mesmo nível de desvio padrão é considerado como aceitável para Santos et al [2].

Engman mostra também que, além da menor taxa de erosão, o desvio padrão de amostras ensaiadas com ângulo de impacto de 30° pode ser até 2 vezes maior do que daqueles resultados obtidos quando ensaios são realizados a 90°. Esse fato pode ser justificado considerando que quanto menor a taxa de erosão, por se tratar de baixos valores de volume erodido, a saída ou não de um agregado altera significativamente o valor do volume erodido [44].

Adicionalmente, a literatura apresenta algumas alternativas para minimizar a influência da heterogeneidade do material na sua taxa de erosão. Uma delas sugere a realização de um pré-ensaio, durante um período de tempo que é determinado por um modelo que considera tanto o tamanho como a distância entre os agregados, de forma que o resultado válido será aquele obtido no ensaio a ser realizado na sequência. Engman afirma que, dessa forma, quando se iniciar o ensaio para coleta de resultados válidos, será garantido que foi atingido um regime estável de solitação [57]. Ham et al utilizaram outra estratégia para obter tal confiança nos resultados, buscando determinar qual o mínimo de partículas abrasivas era necessário para garantir esse estado, ele verificou que para o seu caso, 300 g já garantem um estado estável [47]. A alternativa adotada por Santos et al, que também foi utilizada nesse trabalho, é retificar a superfície das amostras a serem ensaiadas [42]. A Figura 2.24 mostra a superfície de uma amostra antes e após a etapa de retificação. É possível verificar que esse procedimento realmente garante uma maior homogeneidade superficial das amostras.

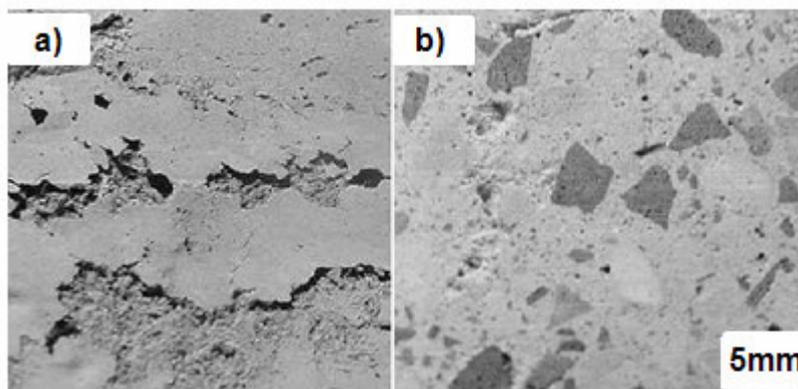


Figura 2.24: Superfície da amostra: a) não retificada, b) retificada [42].

## 2.4.5 Correlação entre desgaste por erosão e outras propriedades

### 2.4.5.1 Erosão a frio

A literatura apresenta diversos trabalhos que foram realizados na tentativa de buscar uma correlação direta entre resistência a erosão e outras propriedades de materiais refratários.

Segundo Krietz a resistência a erosão a frio varia em função da temperatura de queima e segue a mesma tendência da resistência mecânica a frio. De acordo com o autor, para concretos ligados convencionais e concretos com baixo teor de CAC o volume erodido aumenta com a desidratação do cimento e diminui com a sinterização do material, assim como a resistência mecânica [10].

Marques et al defendem que existe uma correlação entre taxa de erosão com resistência mecânica e módulo de elasticidade, além da dureza e da tenacidade a fratura, propriedades essas diretamente relacionadas à porosidade do material [11].

Zhou et al observaram que aumentos na resistência a compressão, na resistência a flexão e também na tenacidade de fratura refletem em uma maior resistência a erosão [48].

Wiederhorn et al concluíram que quanto maior era a tenacidade do material analisado, menor era a porcentagem de número de impactos que resultavam em remoção de material [39].

Os resultados experimentais obtidos por Baab e Kraner mostraram que quanto maior a resistência a erosão a frio, maior foi o módulo de ruptura a frio, menor a porosidade e maior a densidade dos materiais analisados. No entanto, a melhor correlação observada foi aquela relacionada com o módulo de ruptura, uma vez que para as outras propriedades foi encontrado um considerável espalhamento de resultados [58].

Wygant et al também encontraram uma boa correlação entre desgaste erosivo e resistência a compressão [35, 40].

Reid et al verificaram que a propriedade que apresentou uma melhor correlação com resistência a erosão foi a resistência a compressão a frio, mas no geral, nenhuma apresentou um bom valor de correlação [59].

Os resultados obtidos por Venable mostram que, embora geralmente o aumento da resistência a erosão pode ser relacionado com o aumento da resistência a compressão e com o aumento da densidade do material, há exceções. Logo, segundo os autores, não é possível pré-definir qualquer relação entre essas propriedades [41].

Santos et al não observaram a correlação esperada entre porosidade e resistência a erosão, pois as massas plásticas analisadas apresentaram valores semelhantes de erosão e distintos de porosidade, mas neste caso não se tratava de um mesmo material, uma vez que havia diferença nos tipos de ligantes usados e no tamanho, na natureza e na distância entre os agregados [2].

Serra et al justificaram a baixa resistência a erosão a frio pela alta porosidade, mas posteriormente mostrou que nem todos os materiais por ele analisados apresentaram essa correlação [4].

Clavaud et al afirmaram que quanto maior a porosidade da matriz do material, menor a sua resistência a erosão. No entanto, afirmou haver um efeito contrário com relação a porosidade dos agregados, pois defende que quanto mais poroso o agregado, maior deve ser a resistência a erosão, uma vez a maior porosidade dos agregados intensificaria a ligação entre a matriz e o agregado [40].

Resumidamente, a melhor correlação encontrada foi entre erosão a frio e resistência mecânica a frio, tanto resistência a compressão como módulo de ruptura, de modo que quanto maior a resistência mecânica, maior a resistência a erosão do material, quando ensaiado em temperatura ambiente. No entanto, não se trata de uma regra geral, uma vez que, como comentado anteriormente, além de alguns desvios muito grandes, foram encontradas algumas exceções.

#### 2.4.5.2 Erosão a quente

Em muitas aplicações industriais a solicitação por erosão em temperaturas elevadas é caracterizada como uma das causas mais determinantes da vida útil do revestimento refratário, entretanto, até o momento não há nenhuma norma específica para ensaios de erosão a quente, por esse motivo não é comum a prática da realização de ensaios de erosão nessas condições. Como opções na tentativa de estimar a resposta do material quando solicitado por erosão em temperaturas elevadas, geralmente são usados os resultados obtidos em ensaios de erosão a frio e uma suposta correlação de que quanto maior o módulo de ruptura a quente de um material, maior será a sua resistência a erosão a quente na mesma temperatura.

No entanto, alguns autores [36, 39, 40, 60-61] defendem a idéia de que a estimativa fornecida por ensaios realizados em temperatura ambiente é vaga, uma vez que com o aumento da temperatura o comportamento do material é alterado significativamente. Marques et al [11] complementa essa afirmação,

defendendo que, além das alterações ocorridas no material, o aumento da temperatura pode também resultar em modificações nas características das partículas abrasivas e das variáveis processuais, resultando dessa forma em diferentes taxas de erosão.

Embora raros, é possível encontrar na literatura alguns trabalhos nos quais foram realizados ensaios de erosão em temperaturas elevadas [11, 46-49, 55, 60-62]. Na sequência serão apresentados alguns resultados obtidos nessas condições e também resultados de trabalhos que tinham como meta analisar a suposta correlação entre erosão e módulo de ruptura a quente.

A literatura mostra, por meio de resultados de ensaios de erosão a quente, (cuja temperatura máxima foi 800°C) como a resistência a erosão da alumina diminui com o aumento da temperatura [11, 48]. Esse comportamento foi correlacionado com a diminuição da dureza e da resistência mecânica devido ao enfraquecimento das ligações químicas com o aumento da temperatura [11, 48]. De acordo com Marques et al, tal correlação é mais significativa quanto maior a porosidade do material. Esse comportamento é explicado considerando que a maior porosidade consiste em um menor número de pontos de contato entre as partículas de alumina, ou seja, menor ancoramento, o que facilita o desprendimento dos grãos [11].

Marques et al [11] analisou também a resposta do vidro quando erodido em temperaturas elevadas, mas percebeu um comportamento distinto daquele observado com a alumina, mesmo o vidro também pertencendo à classe dos materiais frágeis. A taxa de erosão desse material aumentou até 300°C, mas acima dessa temperatura começou a diminuir. Esse comportamento provavelmente é resultado da maior susceptibilidade do material à deformação plástica por fluxo viscoso, efeito que é esperado para cerâmica a base de alumina somente acima de 1100°C. Comparando a resposta do vidro e da cerâmica a base de alumina em função da temperatura de ensaio, foi observado que, mesmo o vidro apresentando maior taxa de erosão em temperatura ambiente, a 600°C a sua taxa de erosão se assemelhou a da alumina, uma vez que, acima de 300°C, a resistência a erosão do vidro começou a aumentar, enquanto a da alumina continuou

diminuindo. Adicionalmente, Marques et al verificaram que a adição de vidro em amostras de alumina modifica a resposta do material quando solicitado por erosão. Esse comportamento é justificado pela maior capacidade de absorção de energia cinética, ou seja, a fase adicionada atuou como amortecedora de impacto das partículas abrasivas, diminuindo assim as conseqüências do impacto erosivo. Dessa forma, o volume erodido começou a diminuir com o aumento da temperatura [11].

Com relação a materiais refratários, geralmente a taxa de erosão diminui com o aumento da temperatura [36, 46, 53, 60-61]. Esse comportamento é uma conseqüência do amolecimento do material. Com o aumento da temperatura, o material se torna mais dúctil absorvendo mais efetivamente a energia cinética por meio da deformação plástica. Com isso a taxa de erosão geralmente diminui devido a maior dificuldade de iniciar a propagação de trincas [60]. Realmente, Sundararajan et al analisaram a microestrutura de dois diferentes concretos refratários ensaiados em diferentes temperaturas e verificou que a superfície daquelas amostras ensaiadas a frio apresentaram trincamento mais intenso quando comparadas com o mesmo material que foi ensaiado em temperaturas elevadas [36].

Zhou et al verificaram que quando o ensaio é realizado em temperatura ambiente é observada somente erosão por mecanismo frágil, enquanto que a superfície de amostras que foram ensaiadas a 800°C apresentaram evidências de fratura frágil acompanhada de fratura dúctil [48]. Dessa forma, o menor nível de desgaste resultante do aumento da temperatura pode ser associado ao aumento da ductilidade do material.

Simmat também comparou resultados de erosão obtidos em temperatura ambiente e em temperaturas superiores e observou que, independentemente do ângulo de impacto, a taxa de erosão diminui com o aumento da temperatura. Sua explicação para tal comportamento também teve como base o aumento da elasticidade da matriz, dispersando assim a energia cinética por toda a amostra de forma a aumentar a sua resistência ao

trincamento. Adicionalmente, foi observado que em concretos a base de bauxita, com o aumento da temperatura e, conseqüentemente, da viscosidade, partículas abrasivas, nesse caso SiC, podem ficar aderidas na superfície (fenômeno também observado por Serra et al [4]), e a sua oxidação em contato com SiO<sub>2</sub>, forma uma fase no sistema SiO<sub>2</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaO, protegendo a matriz [61].

A literatura apresenta uma forma indireta de analisar o comportamento do material com relação ao desgaste por erosão em função da temperatura, avaliando a sua taxa de erosão em função da variação do ângulo de impacto durante o ensaio. Essa correlação é baseada no fato de que em temperatura ambiente, o mecanismo de erosão é distinto para materiais frágeis e dúteis, o que resulta em diferentes taxas de erosão de acordo com o ângulo de impacto, como mostrado anteriormente (Figura 2.13). No entanto, Wiederhorn et al mostraram, ao analisar um concreto refratário (95% de alumina), que mesmo um material frágil pode apresentar comportamento característico de materiais dúteis dependendo da faixa de temperatura analisada [46]. Essa transição é ilustrada na Figura 2.25, a qual destaca que o material refratário apresentou comportamento frágil quando ensaiado em temperatura ambiente e comportamento característico de material dútil quando a temperatura de ensaio foi de 1000°C [46].

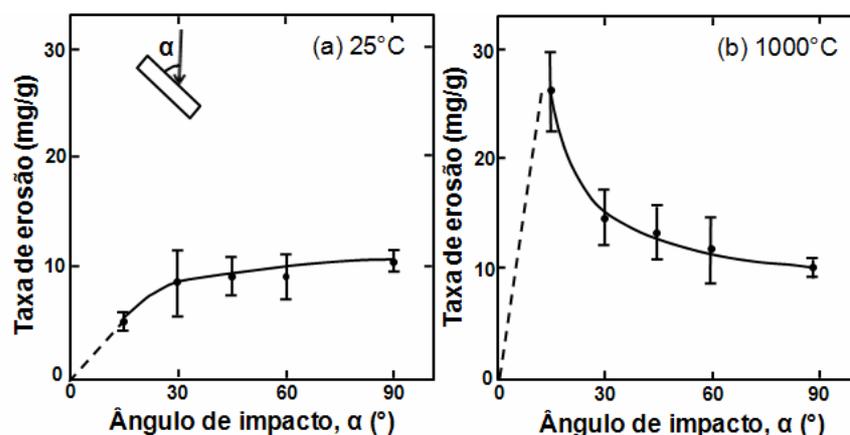


Figura 2.25: Taxa de erosão em função do ângulo de impacto (a. 25°C, b. 1000°C) [46].

Zhou et al justificam essa mudança de comportamento, por meio da explicação de que a atividade de deslocamento e outras características de fluxo viscoso são intensificadas com a inclinação da amostra [48], logo, se as características do material permitem esse tipo de resposta, a taxa de erosão deve aumentar com a diminuição do ângulo de impacto.

Dessa forma se torna inquestionável a afirmação de que o aumento da temperatura é acompanhado pelo aumento da ductilidade do material.

No entanto, é importante fazer uma ressalva de que não necessariamente o aumento da temperatura garante o aumento da resistência a erosão. Essa consideração é válida para condições que resultam na formação de fase líquida, o que reflete na diminuição da resistência mecânica do material. Nesse caso, a resposta do material, com relação ao desgaste erosivo, será resultado da competição entre a influência devido ao aumento da ductilidade e à diminuição da resistência mecânica com o aumento da temperatura [48], de forma que o primeiro efeito tende a diminuir a taxa de erosão e o segundo a aumentá-la.

Essa observação é coerente com os resultados que serão apresentados na sequência, resultados esses que buscam a correlação entre o módulo de ruptura a quente e a resistência a erosão.

Santos et al compararam os seus resultados de erosão a frio com os de módulo de ruptura a quente e observou que até 1000°C o aumento da resistência mecânica é seguido pelo aumento da resistência a erosão, no entanto, acima de dessa temperatura a resistência mecânica começa a diminuir enquanto a resistência a erosão permanece praticamente constante. Provavelmente esse resultado é consequência da formação de fase líquida e a concorrência entre o efeito do aumento da ductilidade e a diminuição da resistência mecânica resulta na manutenção do valor de volume erodido [30].

Wiederhorn et al realizaram ensaios de erosão a quente e comparou os resultados obtidos com os respectivos resultados de módulo de ruptura a quente. Foi observado que acima da temperatura de formação de fase líquida,

a correlação na qual o aumento da resistência mecânica é acompanhado do aumento na resistência a erosão foi modificada, uma vez que a resistência mecânica começou a diminuir, mas a resistência a erosão continuou aumentando [46].

A Figura 2.26 mostra que o *ranking* entre materiais refratários pode ser diferente de acordo com a propriedade medida e a faixa de temperatura do ensaio. Os resultados apresentados são referentes a materiais refratários a base de bauxita com diferentes teores de SiC, que foram pré-queimados a 1200°C. É possível observar que com relação à erosão a frio e ao módulo de ruptura a frio, o material com 5%-p de SiC é superior quando comparado com aquele com 27%-p. Entretanto, a 1200°C, analisando o módulo de ruptura a quente, essa classificação foi invertida uma vez que o refratário com 27%-p de SiC apresentou melhor desempenho. Com relação aos resultados de erosão, ambos os materiais apresentaram desempenho semelhantes em todas as temperaturas analisadas, exceto em temperatura ambiente [60].

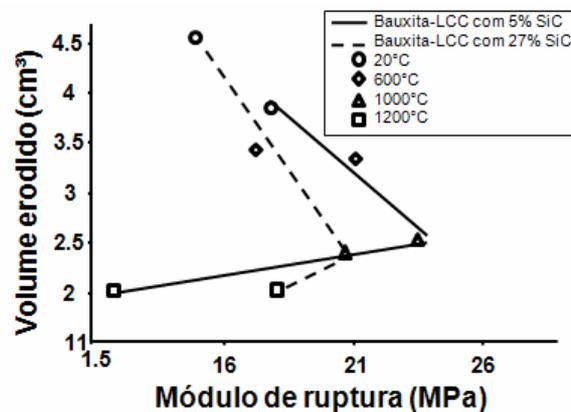


Figura 2.26: Volume erodido a quente *versus* módulo de ruptura a quente [60 adaptada].

Em seu trabalho, Simmat et al questionam o uso de resultados de módulo de ruptura a quente para indicar a resistência a erosão, pois também obteve resultados que mostraram uma boa correlação entre essas propriedades. No entanto, essa correlação não é válida para temperaturas superiores aquela correspondente ao início da formação de fase líquida [61].

Krietz defende que o ensaio de erosão em temperatura ambiente é aceitável como forma de prever e classificar materiais refratários a serem solicitados a quente devido a justificativa de que na maioria dos casos onde há esse tipo de solicitação a temperatura de trabalho geralmente é menor que 1100°C [10].

Após uma análise cuidadosa desses resultados, fica claro que, embora também seja importante a realização de ensaios de erosão a frio e de módulo de ruptura a quente, não é seguro estimar o comportamento de um material com relação a sua resposta quando solicitado por erosão em temperaturas elevadas com base nos resultados obtidos com esses ensaios, ou seja, o ideal é a realização de ensaios de erosão a quente.

A prática do ensaio de erosão a quente e o entendimento da ciência do mecanismo de desgaste erosivo nessas condições, além de ser fundamental para melhorar o critério de avaliação de materiais que serão aplicados em temperaturas elevadas, é uma boa ferramenta para auxiliar no desenvolvimento de materiais com maior desempenho quando submetidos a esse tipo de solicitação, condição que é observada em diversas aplicações industriais, entre elas, unidade de craqueamento catalítico da indústria petroquímica e calcinadores de leito fluidizado da indústria do alumínio.

#### **2.4.6 Equipamentos para ensaios de erosão em temperaturas elevadas**

A literatura apresenta várias propostas de desenvolvimento de equipamentos e procedimentos para realização de ensaios de erosão a quente [11, 46-49, 57, 60-64], entretanto, nenhum deles foi normalizado até o momento, dificultando dessa forma a possível necessidade de comparações e até mesmo a confiabilidade e aceitação dos resultados a nível mundial. Alguns desses equipamentos foram desenvolvidos para ensaiar materiais refratários e

as informações mais relevantes sobre o funcionamento de cada um desses equipamentos serão apresentadas a seguir.

O princípio de funcionamento de um erosímetro a quente é basicamente o mesmo de um a frio. De forma simplificada, o ar que é ejetado no sistema, após passar pelo Venturi, gera regiões de baixa pressão responsáveis por sugar as partículas abrasivas que em determinado momento se misturam com o ar ejetado e seguem juntos até a amostra a ser ensaiada (posteriormente esse procedimento será descrito com mais detalhes). No entanto, em equipamentos de erosão a quente a câmara na qual a amostra fica localizada deve operar em temperaturas elevadas. O ar e as partículas abrasivas também podem ser pré-aquecidos.

Somente em dois dos equipamentos encontrados na literatura [63-64] o ar não é pré-aquecido. No entanto, sabe-se que o pré-aquecimento do ar é uma etapa importante na realização de ensaios de erosão a quente, na tentativa de evitar, ou minimizar, o resfriamento da amostra durante o ensaio. Como alternativa para atenuar o resfriamento da amostra, Gammal et al [63] realizaram o ensaio de forma não contínua, ou seja, por meio de interrupções do fluxo de ar e de partículas abrasivas (SiC). Assim como Gammal, Peng et al [64] também usaram um equipamento cujo ar não é pré-aquecido, mas nesse caso, embora não tenham sido apresentados muitos detalhes do funcionamento do equipamento, foi mostrado que a variação da temperatura da amostra durante o ensaio foi de aproximadamente 20°C.

No caso do erosímetro a quente apresentado por Wiederhorn et al [46], após as partículas abrasivas serem misturadas com o ar, propano e oxigênio, são pré-aquecidos ao passarem por um tubo de alumina, que é envolto por material refratário isolante. A alta temperatura é garantida pelo uso de um bico queimador. Durante o ensaio, a temperatura da superfície da amostra (cubo de 6,4 mm de lado) é controlada pelo uso de um pirômetro ótico. A alimentação de partículas é realizada por meio de um alimentador vibratório. Foram usadas partículas de SiC (150 µm), mas o equipamento não é limitado somente a esse tipo de partículas. O uso preferencial por partículas de SiC é justificado pelo fato de, por ser muito abrasiva, acelerar a taxa de erosão e,

consequentemente, reduzir o tempo de ensaio, que é um fator limitante para determinar a viabilidade da realização do ensaio. Uma grande vantagem apresentada por esse equipamento é a possibilidade de realizar ensaios em atmosfera controlada, uma vez que ao injetar propano em excesso obtém-se atmosfera redutora e o excesso de oxigênio possibilita atmosfera oxidante. Outro ponto que merece destaque é a possibilidade de realizar ensaios até 1500°C.

Engman [57] usou um equipamento similar ao usado por Wiederhorn et al [46], mas nesse caso o tubo de combustão está localizado em um forno elétrico. A temperatura da amostra (40x25x15 ou 50x25x15 mm<sup>3</sup>, dependendo do ângulo de impacto) era monitorada por um termopar posicionado na sua superfície inferior. Como partículas abrasivas, foram usadas aluminas (diâmetro médio de 0,26 mm), e a densidade do fluxo de partículas variou em função do ângulo de impacto. De acordo com o procedimento de ensaio apresentado, primeiro foi realizado um pré-ensaio em temperatura ambiente, cujo intervalo de tempo é determinado em função tamanho de grão, para garantir um estado estável de erosão, sendo posteriormente o corpo de prova submetido a no mínimo 3 horas de ensaio (dependendo do ângulo de impacto), para a coleta de resultados. Esse prolongado tempo de ensaio é um fator preocupante, pois além do tempo real de ensaio, deve também ser considerado o tempo de aquecimento e resfriamento do forno onde as amostras são localizadas. Adicionalmente, a temperatura máxima de ensaio, 800°C, pode ser um fator limitante para o uso desse equipamento.

Blumenberg et al [62] descrevem o equipamento por ele usado, como sendo um erosímetro a frio, com um queimador adaptado. O queimador se trata de um bico de gás de acetileno/oxigênio e tanto o ar como as partículas abrasivas (SiC) são aquecidas ao passar por ele. Durante o ensaio, a temperatura da amostra, monitorada por um pirômetro e mais três termopares, variou de 1000 (máxima temperatura de ensaio) para 980°C, mas retornou a temperatura inicial após 2 minutos. Uma vez que as condições de ensaio são

semelhantes as sugeridas pela norma ASTM C704, era esperado que a severidade do desgaste obtido nos dois equipamentos fossem semelhantes, quando ambos equipamentos operassem em temperatura ambiente, no entanto esses resultados não foram publicados. Também não foram apresentadas informações referentes ao tempo de ensaio, mas, como comentado anteriormente, sabe-se que o fato da necessidade de aquecimento e resfriamento do forno, onde se localiza o porta amostras, pode tornar inviável a prática de tal ensaio.

Simmat et al [61] também não citam o tempo total de ensaio, no entanto, o seu trabalho apresenta informações importantes, como a similaridade entre os resultados coletados no erosímetro a quente, em temperatura ambiente, e aqueles obtidos no erosímetro a frio. Essa similaridade entre os resultados é coerente com o esperado, uma vez que a construção desse equipamento também foi baseada na norma ASTM C704. Outro ponto positivo apresentado por tal equipamento é a máxima temperatura de ensaio, 1400°C.

Bruggmann et al [60] também obtiveram resultados similares aos obtidos no erosímetro a frio, quando o ensaio no erosímetro a quente foi realizado em temperatura ambiente. Neste equipamento também foi adaptado um queimador, responsável por aquecer o ar e as partículas abrasivas (SiC), de forma que a temperatura máxima de ensaio era de 1200°C. No entanto, os autores desse trabalho também não citaram o tempo total de ensaio.

Comparando as propostas encontradas na literatura, o modelo do erosímetro a quente desenvolvido pelo GEMM apresenta como principal diferencial a forma como o porta-amostra foi projetado, possibilitando o ensaio de 4 amostras sequencialmente, sem a necessidade de ciclos de aquecimento e resfriamento entre eles, o que resulta em um tempo viável de ensaio (7,5 minutos). Outro fator positivo é que o adequado funcionamento desse equipamento também exige similaridade na severidade do desgaste, quando seus resultados são comparados com os obtidos no erosímetro a frio, ambos em temperatura ambiente, o que permite comparações entre os resultados.

### **3 MATERIAIS E MÉTODOS**

#### **3.1 Ajustes no projeto original e calibração do erosímetro a quente**

A primeira etapa do projeto consistiu na identificação e implementação de possíveis melhorias no erosímetro a quente previamente desenvolvido por outros membros do GEMM, ou seja, o presente trabalho se iniciou após a fabricação do equipamento em questão. No entanto, o funcionamento adequado do mesmo somente foi alcançado após as modificações realizadas no equipamento. Tais alterações, assim como a operação do erosímetro a quente, estão detalhadas na sequência.

Primeiramente é apresentado, na Figura 3.1, um erosímetro a frio, o qual serviu de base para o projeto original do a quente. O equipamento de referência, que segue a norma ASTM C704 [45], consiste essencialmente de uma câmara de metal, um porta amostras, um vacuômetro, um alimentador de partículas abrasivas e um ejetor de material erosivo, indicados também na Figura 3.1.

A Figura 3.2 apresenta mais detalhadamente o ejetor de partículas abrasivas, indicando a entrada de ar (A), a entrada de material abrasivo (B), o guia do tubo de vidro (C), o tubo de vidro (D) e o Venturi (E).

A metodologia do ensaio de erosão consiste basicamente na avaliação do material alvo por meio da medida do volume erodido devido à ação de partículas abrasivas. O princípio de funcionamento de um erosímetro consiste na sucção sob vácuo das partículas abrasivas e sua projeção sobre a superfície da amostra após o ar comprimido passar pelo Venturi. O Venturi é um cone convergente cuja função é aumentar progressivamente a velocidade do fluido. A diferença de pressão entre as suas duas seções distintas é proporcional a sua vazão. Dessa forma, por obstrução da área, o ar é succionado, gerando vácuo [65].

O princípio de operação do erosímetro a quente é basicamente o mesmo, entretanto, devido às condições de ensaio, que envolvem temperaturas elevadas, foram necessárias várias adaptações de projeto quando comparado com o erosímetro a frio.

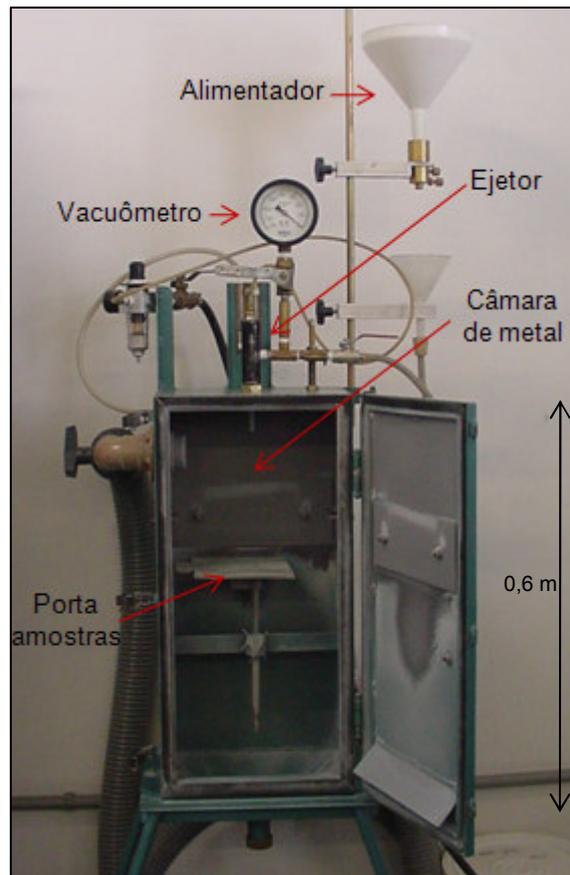


Figura 3.1: Erosímetro a frio.

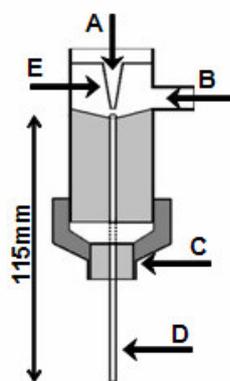


Figura 3.2: Ejetor de partículas abrasivas [30].

A Figura 3.3 apresenta um esquema ilustrativo do erosímetro a quente em questão. Esse equipamento é constituído basicamente de um forno superior onde o ar é pré-aquecido (temperatura máxima de 1100°C), 4 bicos ejetores de partículas abrasivas e de ar pré-aquecido, um forno inferior (temperatura máxima de 1000°C) no qual é localizado o porta amostras, um sistema para controle do ângulo de impacto e um controlador automático (controlador micro processado tipo PID, 10 rampas e 10 patamares).

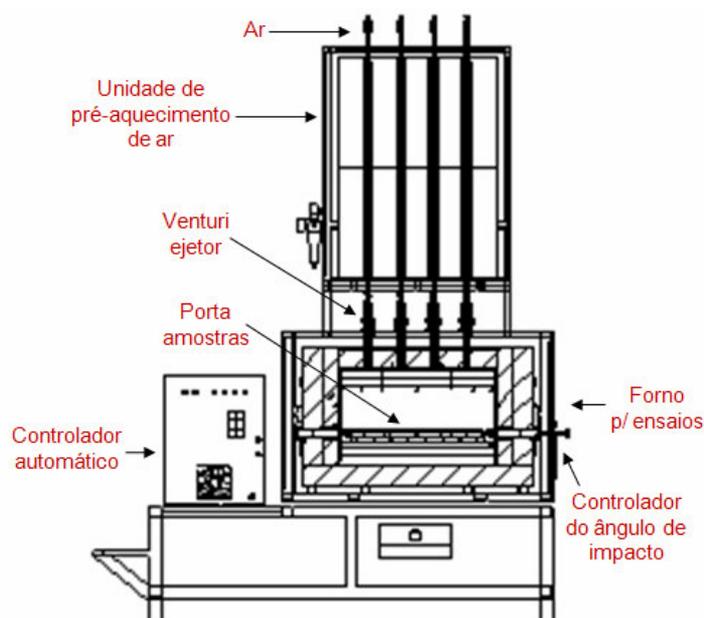


Figura 3.3: Esquema ilustrativo do erosímetro a quente.

O ensaio se inicia quando as partículas abrasivas são depositadas no sistema de alimentação indicado na Figura 3.4a. Nesse sistema, foi adaptado um dispositivo que possibilita o controle da vazão de partículas através do ajuste da área de saída. Esse ajuste é efetuado por meio de um parafuso, como mostrado na Figura 3.4b. Após iniciar o ensaio, essas partículas seguem o caminho indicado na Figura 3.4c (seta vermelha). A mesma Figura (3.4c) indica parte do percurso percorrido pelo ar comprimido (seta azul). Anteriormente, esse ar, que é alimentado por um compressor, passa por um reservatório, denominado pulmão (indicado na Figura 3.4a), cuja função é

minimizar a variação da pressão durante o ensaio. A seguir, o ar é direcionado para a unidade de pré-aquecimento, onde é aquecido ao passar por dentro dos tubos de mulita envoltos por uma resistência elétrica. A Figura 3.4c também indica a região onde o ar pré-aquecido e as partículas abrasivas se encontram e a partir de onde caminham juntos até incidir sobre as amostras.

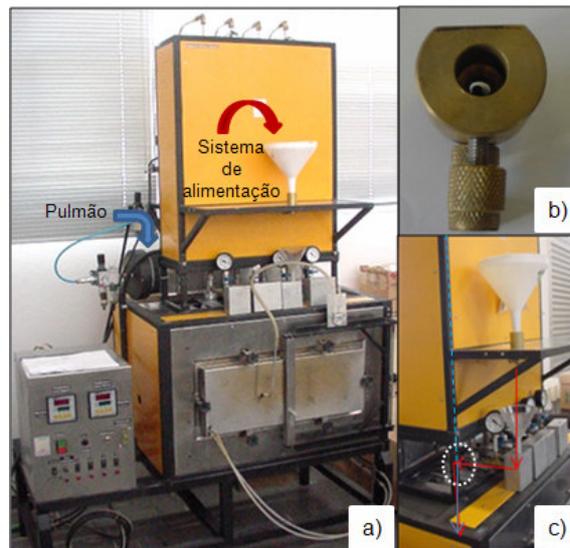


Figura 3.4: a) Erosímetro a quente. b) Dispositivo para controle da vazão. c) Caminhos percorridos: pelo ar (azul) e pelas partículas abrasivas (vermelho).

Os parâmetros de controle relacionados ao equipamento são: a pressão de linha, a pressão de vácuo, a pressão interna, a temperatura de ensaio, o ângulo de impacto, a distância entre a amostra e o bico ejetor e a vazão das partículas abrasivas. No presente trabalho, somente a influência da temperatura de queima e de ensaio foram analisadas. A princípio foi definido que as outras variáveis seguiriam os mesmos valores pré-estabelecidos para ensaios de erosão realizados em temperatura ambiente [45], com exceção dos ajustes necessários na etapa de calibração do equipamento desenvolvido.

Com relação aos materiais utilizados para a fabricação do equipamento, toda a estrutura do forno inferior e superior foi montada em aço sendo esses isolados termicamente pelo uso de fibra cerâmica para alta temperatura e, como é necessário ser mantida uma certa pressão interna no

forno inferior, o mesmo foi revestido com aço inox resistente a temperatura de até 1100°C.

Quando comparado ao erosímetro a frio, destaca-se a seguir as alterações estruturais no projeto do erosímetro a quente: 1) a adaptação de uma unidade de pré-aquecimento do ar para evitar um resfriamento drástico da amostra durante a realização do ensaio; 2) a adaptação de resistências elétricas (Kanthal A1 embutidas em tubos de alumina) e; 3) o isolamento térmico do forno inferior, de forma a garantir o aquecimento da amostra. Foram adaptados 4 termopares, um em cada forno e dois nas proximidades das amostras, com a finalidade de possibilitar o acompanhamento da temperatura do forno como um todo e também em uma região mais próxima das amostras.

Outro aspecto essencial para a viabilidade da realização de ensaios de erosão a quente, foi a idéia de projetar um forno que permitisse realizar 4 ensaios sequencialmente, sem a necessidade de realização de ciclos de aquecimento e resfriamento entre esses, reduzindo assim o tempo médio de ensaio. Para esse fim, o forno superior é composto por quatro unidades independentes de transporte de ar e 4 sistemas de alimentação de partículas abrasivas, também independentes. Adicionalmente, montou-se um sistema automático que, com o auxílio de solenóides é acionado o sistema de alimentação de ar a ser utilizado, possibilitando assim selecionar a posição de ensaio desejada. O sistema de alimentação de partículas (Fig. 3.4a) também pode ser deslocado de acordo com a posição de ensaio. A Figura 3.5 mostra a disposição das amostras dentro do forno inferior.



Figura 3.5: Porta amostras do erosímetro a quente.

Ainda comparando com erosímetro a frio, outra modificação que, embora simples, merece ser comentada, é com relação ao controlador de ângulo de impacto (indicado na Figura 3.5). Diferentemente do erosímetro a frio, onde a inclinação da amostra é controlada manualmente por meio da inclinação direta do suporte de amostras, no caso do erosímetro a quente foi adaptado um dispositivo externo de forma a possibilitar que o ângulo de impacto seja alterado mesmo quando a amostra já se encontra dentro do forno, em temperatura elevada.

Até o momento, foram apresentados alguns detalhes referentes a fabricação e ao princípio de funcionamento do equipamento desenvolvido. No entanto, como comentado anteriormente, foram necessários ajustes no seu projeto original (que serão apresentados na seção de resultados) para garantir o seu funcionamento adequado.

Em paralelo, foi elaborada e colocada em prática uma metodologia de calibração do equipamento que foi baseada em duas metas principais, sendo a primeira a necessidade de obtenção de uma taxa de desgaste no erosímetro a quente similar a obtida no erosímetro a frio, quando ambos equipamentos operassem em temperatura ambiente, e a segunda, garantir uma boa reprodutibilidade de resultados referente as quatro posições de ensaios.

Essa compatibilidade das taxas de erosão, além de possibilitar uma comparação de resultados entre os dois equipamentos, garante que os resultados obtidos com o erosímetro a quente, em temperaturas elevadas, sejam conseqüências do aumento da temperatura. Adicionalmente, a reprodutibilidade no nível desejado aumenta a confiabilidade dos resultados obtidos nas quatro diferentes posições de ensaio.

Uma vez que a adequação do erosímetro a quente, assim como a sua calibração, fazem parte dos principais objetivos do presente trabalho, os ajustes realizados no equipamento e a metodologia de calibração são apresentados e discutidas na sessão de resultados e discussões. Adicionalmente, é apresentado um anexo, com as etapas detalhadamente descritas para futuras calibrações do equipamento.

### **3.2 Uso da ferramenta SWOT para definição de qual é o melhor método para avaliação da resistência ao choque térmico para as aplicações em questão**

O objetivo da realização dessa análise foi avaliar qual, entre os métodos de choque térmico encontrados na literatura, é o mais adequado para caracterizar potenciais materiais refratários para calcinadores de leito fluidizado da indústria do alumínio e para unidades de craqueamento catalítico da indústria petroquímica. Essa análise foi realizada com auxílio da ferramenta SWOT, cujas siglas significam *Strengths* (forças), *Weaknesses* (fraquezas), *Opportunities* (oportunidades) e *Threats* (ameaças). As forças e fraquezas são determinadas por elementos internos, enquanto as oportunidades e ameaças são ditadas por aspectos externos, o que permite sistematizar todas as informações possíveis e, após uma análise cuidadosa, tomar uma decisão balanceada. No presente trabalho, a análise foi realizada com base no procedimento de medida de dano por choque térmico adotado pelo GEMM-UFSCar, atribuindo como fatores internos todas as vantagens e desvantagens que esse método apresenta e como fatores externos as características da operação de um calcinador da indústria de alumínio e UFCC de indústria petroquímica.

### **3.3 Caracterização de um concreto refratário desenvolvido no GEMM (ASC) e outros comerciais: Flowcast 70 (FK), Castogni-50-LC (T50), Castogni SF-90-M (T90), Forza/SF028/42A2B2SH+N40+15750 (FSC) e Thermbond (TB)**

### 3.3.1 Materiais caracterizados

A seguir a composição química dos concretos refratários.

Tabela 3.1: Composição química dos materiais caracterizados.

%-p	FSC*	T50*	FK*	TB*	T90*	ASC
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	23	52	61	81,3	70,5	97
SiO <sub>2</sub>	69	39	35	4,9	5,3	-
Cão	-	3	1,2	-	1,6	-
Microsílica	2	-	-	-	-	2
P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	-	-	-	4,3	-	-
TiO <sub>2</sub>	-	4	2,5	-	1,2	-
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-	1,4	1,5	0,8	0,4	-
SiC	-	-	-	-	20,8	-
Boratos	6	-	-	-	-	1
Agente ligante	Sílica coloidal	CAC	CAC	Ácido Fosfórico	CAC	Sílica coloidal
Fornecedor	Forza	Togni	Magnesita	Stellar	Togni	GEMM

Uma vez garantido que o erosímetro a quente estava adequado para uso, teve início a segunda etapa do projeto que consistiu na realização de ensaios exploratórios de erosão em temperaturas elevadas e a busca de uma possível correlação entre o desgaste por erosão a quente e outras propriedades dos materiais caracterizados. Para esse fim foram avaliados materiais refratários comerciais já utilizados e potenciais composições para calcinadores de leito fluidizado da indústria do alumínio e para unidade de craqueamento catalítico da indústria petroquímica. A seguir é apresentada uma descrição detalhada da preparação dos corpos de prova e dos ensaios realizados.

### 3.3.2 Preparação de corpos de prova dos concretos comerciais

Com exceção do concreto que foi desenvolvido no GEMM (o qual teve as frações de matérias primas pesadas separadamente para obtenção da formulação em questão), todos os outros materiais caracterizados são produtos comerciais, sendo por esse motivo fornecidos pelas respectivas empresas na composição ideal. Antes do início da preparação dos corpos de prova, cada um desses materiais foi devidamente homogeneizado em um misturador duplo cone, por aproximadamente 20 minutos. Para a produção dos corpos de prova, foi usado um reômetro desenvolvido especificamente para preparação de concretos refratários [66] no qual, com exceção do TB, primeiramente, a massa foi homogeneizada a seco, e posteriormente adicionado  $\frac{3}{4}$  do teor de água necessário no caso dos materiais T50 e T90 e  $\frac{3}{4}$  da mistura de sílica coloidal para os concretos ASC e FSC. Após a virada do concreto, o restante da água foi adicionado e o processo prosseguiu por mais alguns minutos com rotação de 40 rpm, sendo que nos últimos 30s a rotação foi aumentada a cada 10 segundos para 50, 60 e 75 rpm, respectivamente. No caso específico do TB, primeiramente foi colocado na cuba do reomêtro o agente ativador (líquido) e na sequencia o concreto seco, ou seja, esse procedimento não inclui a mistura a seco. Tanto o tempo de mistura, como o teor de água, mistura de sílica coloidal e agente ativador, seguiram as especificações contidas nas respectivas fichas técnicas. Finalizada a etapa de mistura, os corpos de prova foram moldados.

Com exceção do FSC, que primeiramente foi curado por 18 horas em temperatura ambiente (umidificada), os demais corpos de prova foram curados diretamente em uma estufa de 50°C, durante 24h e, na sequência, foram secos a 110°C por mais 24h. Todos os materiais foram posteriormente queimados a 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C, permanecendo nas respectivas temperaturas por mais 5h. Os corpos de prova queimados a 800, 1000 e

1200°C, foram primeiramente calcinados a 600°C, também com patamar de 5 horas, a uma taxa de 1°C/min.

### 3.3.3 Ensaios realizados

#### Porosidade aparente

O ensaio de porosidade aparente foi realizado de acordo com o princípio de Arquimedes. Após a obtenção do peso seco, as amostras foram imersas em água e deixadas em condições para retirada de bolhas por vácuo (aproximadamente -207 kN/m<sup>2</sup>) por 1,5 horas, de acordo com a ASTM C830. Na sequência, foram medidos os pesos imersos e úmidos e a porosidade foi obtida por meio do uso da expressão:

$$P_{ap} = 100.(P_u - P_s)/(P_u - P_i) \quad (3.1)$$

onde,  $P_u$  é o peso úmido (g),  $P_s$  o peso seco (g) e  $P_i$  o peso imerso (g).

#### Módulo de ruptura a frio

O módulo de ruptura a frio foi avaliado por flexão em três pontos. Foram ensaiadas 5 amostras (150 x 25 x 25 mm<sup>3</sup>) para cada temperatura de queima (200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C). A metodologia do ensaio seguiu o recomendado pela norma ASTM C133. Foi usada uma taxa de carregamento de 774 N/min (equipamento de ensaio universal MTS 810).

A tensão de ruptura ( $\sigma_r$ ) foi calculada de acordo com a equação a seguir:

$$\sigma_r = 3/2(P_{m\acute{a}x} \cdot L / b \cdot h^2) \quad (3.2)$$

onde,  $P_{max}$  é a força de ruptura (N),  $b$  é a largura do corpo de prova (mm),  $h$  é a altura do corpo de prova (mm) e  $L$  é a distância entre os dois apoios (mm).

### **Módulo de ruptura a quente**

O módulo de ruptura a quente por flexão em três pontos foi obtido de acordo com a norma ASTM C583. Cinco amostras (150 x 25 x 25 mm<sup>3</sup>) para cada temperatura foram ensaiadas, usando uma taxa de carregamento de 774 N/min (equipamento Netzsch MOE 422). Os ensaios foram realizados nas temperaturas de pré-queima das amostras (200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C).

Os corpos de prova foram aquecidos a uma taxa de 5 °C/min. e, antes de iniciar o teste, foram mantidos em patamar na temperatura de ensaio por trinta minutos.

O módulo de ruptura a quente também foi obtido utilizando-se a equação 3.2.

### **Erosão a frio**

A resistência a erosão a frio foi avaliada usando-se um equipamento padrão (Solotest-Brasil), apresentado anteriormente (Figura 3.1). A perda de material por erosão foi mensurada por meio da sua variação volumétrica ( $\Delta V$ ), calculada pela seguinte expressão:

$$\Delta V = (m_1 - m_2) / M_{esp} \quad (3.3)$$

onde  $m_1$  e  $m_2$  são, respectivamente, as massas do corpo de prova antes e após o ensaio (g) e  $M_{\text{esp}}$  é a sua massa específica aparente.

Para cada condição de ensaio quatro amostras (114 x 114 x 30 mm<sup>3</sup>) foram ensaiadas de acordo com a norma ASTM C704. Partículas de SiC com tamanho de partícula abaixo de 600 µm e pressão do ar de 448 kN/m<sup>2</sup> foram usadas para os testes.

As variáveis de ensaio foram a temperatura de queima (110, 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C) e o ângulo de impacto (30, 45, 60, 75 e 90°).

## **Erosão a quente**

Com relação aos ensaios de erosão a quente, a literatura não apresenta nenhum procedimento padrão. Os resultados apresentados nesse trabalho foram obtidos usando o equipamento desenvolvido no GEMM/UFSCar (Figura 3.4) e de acordo com o procedimento de ensaio que segue anexo no final desse documento. A temperatura do forno inferior foi adotada como temperatura de ensaio.

Detalhes da metodologia dos ensaios de erosão a quente não fazem parte dessa sessão, pois, como comentado anteriormente, a elaboração do procedimento do ensaio foi um dos objetivos do presente trabalho, por esse motivo são apresentados na sessão de resultados e discussão. No entanto, é apresentado em anexo um manual detalhado para realização de ensaios de erosão a quente.

Visando realizar futuras comparações, alguns parâmetros de controle foram mantidos constantes de acordo com o ensaio de erosão a frio, como o tempo de ensaio (7,50 ± 0.25 min), a distância entre a amostra e o bico ejetor (200 mm), as dimensões da amostra (114 x 114 x 30 mm<sup>3</sup>) e a quantidade de partículas abrasivas (1 kg de SiC para cada ensaio). No entanto, visando obter resultados similares aqueles do erosímetro a frio, quando ambos equipamentos

efetuaram os ensaios em temperatura ambiente, a pressão de vácuo de cada posição de ensaio do erosímetro a quente foi ajustada na etapa de calibração.

Assim como no caso de erosão a frio ( $\Delta V$ ), a taxa de erosão foi calculada pela equação (3.3).

As variáveis de controle foram a temperatura de queima (110, 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C) e a temperatura de ensaio (110, 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C).

### **Choque térmico**

O método de ensaio de choque térmico seguiu a norma ASTM C1171 e consiste em aquecer (200, 400, 600, 800 e 1000°C) os corpos de prova (150 x 25 x 25 mm<sup>3</sup>) e em seguida resfriá-los por exposição ao ar, provocando assim uma variação brusca de temperatura. Cada ciclo consistiu de um tempo de 30 minutos, sendo 15 correspondentes ao aquecimento e 15 ao resfriamento. No total, cada corpo foi submetido a 10 ciclagens térmicas. Para avaliar o dano foi medido o módulo elástico no início e após 3, 6 e 10 ciclos pelo método não destrutivo de ressonância de barras, usando o equipamento TRZ-02 Ultrasonic Transducers Analyzer (ATCP do Brasil).

### **Efeito do choque térmico nos ensaios de erosão**

Buscando aperfeiçoar a simulação das condições de trabalho das aplicações em questão, corpos de prova de dois dos materiais foram previamente solicitados por choque térmico (realizado de acordo com o procedimento descrito anteriormente na sessão 3.3.4) e na sequência submetidos a ensaios de erosão. Essa metodologia de ensaio teve como objetivo avaliar se o desgaste erosivo é intensificado quando o material é

aplicado em situação onde são simultaneamente solicitados por choque térmico.

## **4 RESULTADOS E DISCUSSÕES**

### **4.1 Ajustes no projeto original e calibração do erosímetro a quente.**

Como comentado anteriormente, o projeto de mestrado em questão não aborda a etapa de fabricação do equipamento. No entanto, envolve vários ajustes no seu projeto original visando garantir o seu funcionamento adequado.

O primeiro resultado positivo obtido se refere às adaptações realizadas no sistema de alimentação de partículas abrasivas. Anteriormente era utilizado um sistema vibratório controlado pelo ajuste da sua frequência. No entanto, esse sistema não possibilitava um ajuste fino e a alimentação de partículas dificilmente era mantida constante durante todo o ensaio. Logo, para garantir as condições aceitas pela ASTM C704 [45] (1 Kg de partícula abrasiva em  $450 \pm 15$ s) era comum ser necessário que a vazão fosse ajustada enquanto o ensaio estava sendo realizado. Portanto, essa alimentação não constante poderia estar influenciado negativamente os resultados obtidos durante o ensaio. Foram testados vários dispositivos e o que apresentou melhor resultado foi o da Figura 3.4b, que consiste em um sistema de regulação do fluxo por meio do ajuste de um parafuso, como descrito no item referente ao funcionamento do erosímetro a quente (Materiais e Métodos).

Os outros ajustes visavam principalmente obter as metas definidas como necessárias para a calibração do equipamento sendo uma delas a obtenção do mesmo nível de desgaste obtido no erosímetro a frio quando ambos equipamentos fossem operados em temperatura ambiente. A outra meta era garantir um desvio padrão máximo de 10% quando placas de vidro (padrão) fossem ensaiadas em temperatura ambiente nas quatro diferentes posições de ensaio do erosímetro a quente.

No entanto, mesmo o erosímetro a quente sendo fabricado com base no erosímetro a frio, devido ao aumento da temperatura e, como consequência, variação da densidade do ar, algumas peças tiveram que ter suas dimensões

modificadas. Como consequência, quando mantidas as variáveis de controle semelhantes aquelas pré-definidas pela ASTM C704 [45], o desgaste obtido no erosímetro a quente era significativamente menor, quando comparado com aquele obtido no erosímetro a frio. Nesse cenário, tanto a pressão de linha quanto a pressão de vácuo foram controladas de acordo com as necessidades impostas para atingir o nível de desgaste desejado na etapa de calibração, enquanto os seguintes parâmetros foram mantidos de acordo com as condições estabelecidas na norma ASTM C704 [45]: 200mm entre a amostra e o bico ejetor, vazão de partículas igual a  $1 \text{ kg}/450 \pm 15\text{s}$  e  $311 \text{ N}/\text{m}^2$  de pressão interna.

Sendo assim, um dos principais ajustes realizados nessa etapa tinha como objetivo alcançar uma maior taxa de erosão à temperatura ambiente no erosímetro à quente. A estratégia utilizada para tal meta foi aumentar a energia cinética (velocidade) das partículas por meio do aumento da velocidade do ar, que pode ser controlada pela variação da pressão [44, 67]. Existem duas formas de controlar a pressão de vácuo, uma delas consiste na variação da pressão de linha e a outra em alterações dimensionais das peças por onde o ar é transportado. Optou-se pela segunda alternativa, uma vez que a primeira era inviável, pois o sistema já estava operando nas condições limites do compressor.

Com relação às variáveis que foram mantidas de acordo com a norma, a fase de ajustes visando atingir e manter o nível desejado de cada parâmetro durante todo o ensaio foi relativamente trabalhosa devido a alguns detalhes observados no projeto inicial do equipamento desenvolvido. Foram observadas falhas na vedação do forno inferior, sendo que dessa forma, a pressão interna adequada só foi obtida após um aperfeiçoamento da vedação, por meio da utilização de massa e manta refratárias nas regiões que foram detectadas como potenciais fontes de escape de ar. Melhorias foram também obtidas pela melhor adequação do sistema de fechamento da porta e da gaveta coletora de partículas abrasivas, além da adaptação de um sistema que permite controlar manualmente a quantidade de ar liberado. De acordo com o projeto original do equipamento não era possível controlar essa vazão. Com relação à outra meta,

que era garantir uma boa reprodutibilidade entre os resultados, foi definido 10% como o máximo desvio padrão médio permitido quando placas de vidro (borossilicato comercial) fossem ensaiadas, em temperatura ambiente, nas quatro diferentes posições de ensaio. Foi escolhido esse material, o mesmo utilizado durante a calibração do erosímetro a frio, por se tratar de um material homogêneo e de porosidade zero [42].

Essa meta só foi alcançada após ser constatado que a pressão de vácuo de cada posição devia ser regulada individualmente para cada posição de ensaio durante a calibração do equipamento. Dessa forma, esse procedimento deve ser realizado sempre após a manutenção do equipamento (Anexos).

Os principais problemas associados a essa questão estavam relacionados com a ineficiência das vedações das conexões e com as incompatibilidades entre as dimensões das peças (posições de ensaio) por onde o ar é transportado. Diante desse cenário, o projeto foi revisado e todos os sistemas de vedação foram aperfeiçoados e algumas peças substituídas de forma a garantir uma maior similaridade entre as quatro diferentes posições de ensaio.

Após todas essas medidas, a etapa de definição da metodologia de calibração do equipamento foi concluída e os resultados apresentados na Figura 4.1 mostram que o mesmo estava pronto para uso. Ainda com relação a reprodutibilidade dos resultados, desde que a calibração com as placas de vidro seja garantida, um maior desvio padrão é aceitável para ensaios com materiais refratários, pois nesse caso, a complexidade microestrutural do material pode influenciar no desvio.

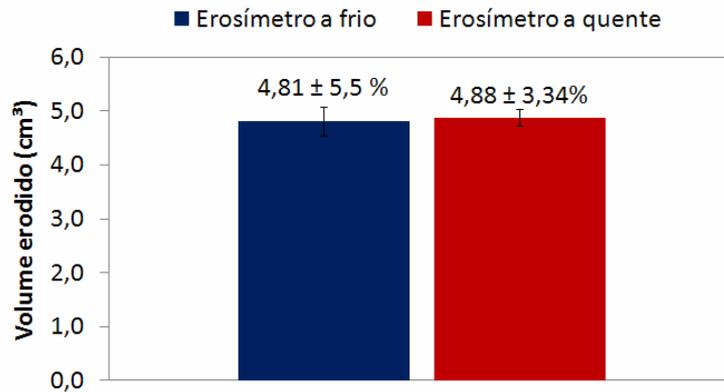


Figura 4.1: Volume erodido nos erosímetros a frio e a quente para placas de vidro quando ambos ensaios foram realizados em temperatura ambiente.

Outros ajustes foram realizados como tentativa de aumentar a vida útil das peças que compõe o equipamento. Foi necessário um cuidado especial na escolha dos materiais utilizados na produção de peças por onde passa o ar e as partículas abrasivas. No caso do erosímetro a quente essas peças devem ser resistentes a temperatura elevada, condição que não é exigida no erosímetro a frio. No entanto, não é suficiente que o material seja apenas resistente a temperatura, pois as peças em contato com as partículas abrasivas são constantemente sujeitas a erosão, portanto é necessário que também sejam resistentes a essa solicitação. No caso do erosímetro a frio, o tubo por onde essas partículas são transportadas são de vidro e, devido ao seu desgaste, são substituídos após cada ensaio. Porém, diante da maior complexidade do erosímetro a quente, essa prática se torna inviável, e devido a alta temperatura tal peça tem que ser mais refratária que o vidro. De acordo com o projeto original do equipamento, esses tubos eram de alumina, no entanto, verificou-se que estes eram desgastados severamente durante a realização dos ensaios (Fig. 4.2), o que podia estar influenciando nos resultados obtidos.

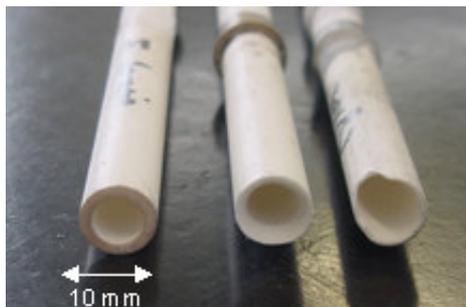


Figura 4.2: Tubos de alumina (inferiores).

A melhor solução encontrada foi a substituição destas por peças confeccionadas com aço inox. Foi verificado que esse material também é desgastado durante o ensaio, mas um estudo realizado mostrou que a vida útil desses tubos é de no mínimo 9 ensaios, dessa forma, como descrito no manual de instruções de manutenção do equipamento, essa peça deve ser substituída periodicamente.

Com relação ao Venturi, peça fundamental para o ensaio, também foi necessária a busca por um material que apresentasse uma maior vida útil quando utilizado nas condições a quente. Primeiramente foi testado o mesmo material utilizado no erosímetro a frio, mas seu desempenho foi significativamente inferior. Sendo assim, enquanto o Venturi utilizado no erosímetro a frio é de ferro fundido, no caso do erosímetro a quente decidiu-se produzir essa peça em aço inox. Também foi realizado um estudo para determinar a sua vida útil média e foi verificado que um mesmo Venturi pode ser usado em média para a realização de 27 ensaios.

Com relação aos tubos responsáveis pelo transporte do ar na região de pré-aquecimento, não há necessidade de serem resistentes a erosão, pois não há transporte de partículas abrasivas no seu interior. No entanto, devem suportar condições de variações bruscas de temperatura devido a passagem de ar frio quando os tubos já se encontram aquecidos. Devido a essa exigência, os tubos, que a princípio eram de alumina, foram substituídos por tubos de mulita, material esse que apresenta melhor resistência ao choque

térmico. Não foi possível calcular a sua vida útil, pois apresentam uma grande variação, mas constatou-se que raramente há necessidade de troca dessas peças (sendo necessária somente quando o mesmo apresenta trincas ou ruptura).

Por fim, os ajustes realizados tiveram como objetivo aumentar a vida útil das resistências elétricas do forno superior, uma vez que se tornou preocupante o fato da resistência em questão queimar em um curto período de tempo (aproximadamente a cada 4 meses). Dessa forma, para analisar este caso, toda a estrutura do forno superior foi desmontada e verificou-se que se tratava de uma única resistência interconectada, e não quatro independentes. Devido a essa concepção de projeto, uma vez que as extremidades das resistências não estavam suficientemente fixas na estrutura do forno, em altas temperaturas elas se deformavam possibilitando que uma espiral encostasse na outra (como mostra a Fig. 4.3), o que possivelmente estava contribuindo para que as mesmas queimassem antecipadamente. Como resultado, foi sugerida uma nova forma de fixação das extremidades dessas resistências de forma que cada uma fosse independente da outra. Essa alteração no projeto, além de minimizar a possibilidade desse contato entre as espirais e conseqüentemente a queima da resistência, tende a indiretamente reduzir os gastos com manutenção do equipamento, uma vez que ao queimar uma delas, é necessário substituir somente uma e não as quatro como no projeto original do equipamento.



Figura 4.3: Resistências elétricas do forno superior queimadas.

## **4.2 Uso da ferramenta SWOT para definição de qual é o melhor método para avaliação da resistência ao choque térmico para as aplicações em questão**

É apresentada a seguir a SWOT elaborada visando obter a mais adequada metodologia de ensaio de choque térmico para as aplicações em questão.

Utilizando essa ferramenta, foi possível cruzar as informações do que se tem (método GEMM) com o que se deseja (selecionar o refratário mais adequado em relação ao choque térmico para aplicar em calcinadores).

De acordo com a análise SWOT (Fig. 4.4), o método utilizado pelo GEMM-UFSCar apresenta importantes aspectos positivos (+), como o fato de ser normalizado, do método de medida permitir um acompanhamento do dano por meio de medidas não destrutivas de módulo elástico e por possibilitar a classificação de acordo com o desempenho, de forma prática e confiável.

Como o propósito desse trabalho é determinar o método mais adequado para a seleção de materiais, dentre os métodos existentes esse é extremamente vantajoso quando se trata de um processo classificatório.

A análise em questão possibilitou a observação de algumas implicações negativas (-). No entanto, no caso do item A/6 a limitação pode ser eliminada utilizando um forno que opere à temperaturas superiores, próximas a 1250°C. A implicação B/8 pode ser minimizada por meio de treinamentos das pessoas que irão operar o equipamento. Outra implicação negativa detectada foi a A/9, que se refere ao fato de o corpo de prova não representar o mesmo perfil térmico da parede do calcinador, que apresenta uma face quente e outra fria. Nesse caso o método mais reprodutivo seria o Ribbon Test, porém como discutido anteriormente, esta técnica possui outros inconvenientes e, além disso, já foi excluída pela ASTM.

		<b>FATORES INTERNOS</b>	
		<b>Strengths (Forças)</b> 1. Normalizado (ASTM C-1171). 2. Permite acompanhar o dano sofrido (MOE vs nº de ciclos). 3. Praticidade. 4. Custo relativamente baixo. 5. Severa variação de temperatura.	<b>Weaknesses (Fraquezas)</b> 6. Limitação do forno (1100°C). 7. Impossibilidade de controlar a atmosfera. 8. Fator humano. 9. Corpos aquecidos como um todo. 10. Temperatura inferior necessariamente igual a temperatura ambiente. 11. Corpo de prova com volume restrito.
<b>FATORES EXTERNOS</b>	<b>Opportunities (Oportunidades)</b> A. Conhecimento das condições de trabalho. B. Permite classificar diferentes tipos de refratários.	<b>S/O Implications</b> A/3-De uma forma simples é possível representar bem as condições de aplicação.(+) B/1-Conferir maior credibilidade internacional e atende uma necessidade global da empresa.(+) B/2-Possibilidade de determinar um ranking de desempenho, indicando os refratários mais adequados.(+)	<b>W/O Implications</b> A/6-Dependendo das condições de uso, a temperatura de aplicação pode ser superior a máxima temperatura do forno.(-) A/7-Refratários usados em calcinadores não necessitam de controle de atmosfera.(+) A/9-Diferença no perfil térmico dos ensaios laboratoriais e na aplicação.(-) B/8-Fator humano pode reduzir a precisão da medida e comprometer a comparação.(-) B/11-O tamanho da amostra não influencia o ranking obtido desde que o volume dos corpos de prova seja o mesmo para todos os materiais testados.(+)
	<b>Threats (Ameaças)</b> C. Temperatura de operação variável. D. Necessidade de reparos que forcem resfriamento brusco.	<b>S/T Implications</b> C/5 e D/5-As condições de ensaio são mais críticas que as condições de operação.(+)	<b>W/T Implications</b> C/10-Não representa as variações de temperatura causadas durante diferentes campanhas.(-)

(+): vantagens./(-): desvantagens.

Figura 4.4: Análise SWOT aplicada ao método GEMM-UFSCar considerando a seleção de refratários para calcinador (indústria do alumínio) e *risers* (indústria química).

Por fim, como ponto negativo, tem-se a implicação A/10 que a princípio indica que o método da Usiminas seria o mais adequado pelo fato de permitir uma maior possibilidade de variações de temperatura. No entanto, assim como justificado nas implicações C/5 e D/5, as condições de ensaio do método GEMM-UFSCar são mais críticas que as condições de operação, ou seja, o dano causado por um gradiente de temperatura cuja temperatura inferior é igual à temperatura ambiente é mais severo que aquele cuja temperatura inferior seja maior que 25°C. Portanto, é preciso ponderar a relevância desses fatores, determinando se os pontos negativos afetam ou não o processo de comparação.

#### **4.3 Caracterização de um concreto desenvolvido no GEMM e de alguns concretos comerciais**

Primeiramente será apresentada uma discussão dos resultados de resistência mecânica e de resistência a erosão, ambos a frio e a quente, e também de porosidade aparente. Tais resultados se referem às amostras queimadas a 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C com um patamar de 5h. Somente no caso da resistência a erosão a quente, não foram realizados ensaios a 1200°C devido a limitações do equipamento. Os resultados apresentados a seguir foram agrupados em função dos respectivos sistemas ligantes. Dessa forma, serão apresentados primeiramente os resultados dos materiais ligados com cimento de aluminado de cálcio (CAC), seguidos dos materiais ligados com sílica coloidal e por fim o material ligado com pega fosfórica.

Posteriormente, é apresentada uma análise comparativa referente aos resultados cujas temperaturas de queima foram 800 e 1000°C. A opção pela temperatura de 800°C se deve ao fato de ser próxima da temperatura de trabalho da UFCC. Com relação ao calcinador de leito fluidizado, a sua

temperatura máxima de operação é 1200°C, mas muitas regiões do equipamento operam na faixa de 1000°C. Por esse motivo, e devido a limitações da temperatura de ensaio do erosímetro a quente, os resultados apresentados são referentes a amostras queimadas e ensaiadas a 1000°C. Nessa discussão, além dos resultados de porosidade, erosão e resistência mecânica, serão analisados também os resultados de choque térmico. Para essa discussão, optou-se por analisar 3 diferentes grupos de materiais cujos critérios de agrupamento são respectivamente: materiais ligados com diferentes teores de CAC (grupo 1), materiais ligados com sílica coloidal (grupo 2) e, por fim, materiais com alto teor de alumina, mas com diferentes agentes ligantes (grupo 3).

A primeira análise tem como objetivo principal entender como tais materiais se comportam em função do aumento da temperatura de queima. Por outro lado, a análise posterior busca compreender de forma comparativa os resultados dos materiais analisados, com a intenção de verificar qual deles apresentaria melhor desempenho com relação às propriedades avaliadas, para as temperaturas de maior interesse tanto para UFCC como para calcinadores de leito fluidizado.

No entanto, como o foco principal do presente trabalho é entender a importância da realização de ensaios de erosão a quente, as análises têm como base a busca de possíveis correlações entre erosão a quente e as demais propriedades avaliadas.

#### **4.3.1 Concretos ligados com CAC**

A Figura 4.5 apresenta o característico aumento da porosidade com o aumento da temperatura de queima de materiais ligados com CAC. Verifica-se que o concreto T50, material com maior teor de CaO (3%), foi o que apresentou aumento mais significativo da porosidade aparente, de 6% (11 para 17%), enquanto os materiais T90 e FK (1,6 e 1,2% de CaO, respectivamente) apresentaram aumento de aproximadamente 2%. Tal comportamento está de

acordo com o que foi encontrado na literatura, uma vez que, como comentado na revisão bibliográfica, materiais com baixo teor de cimento, ou seja,  $\text{CaO} < 2,5\%$ , têm menor tendência de aumento de porosidade, isso por que quanto menor o teor de CAC, menor será a quantidade de fases hidratadas presentes [9, 10, 13-15].

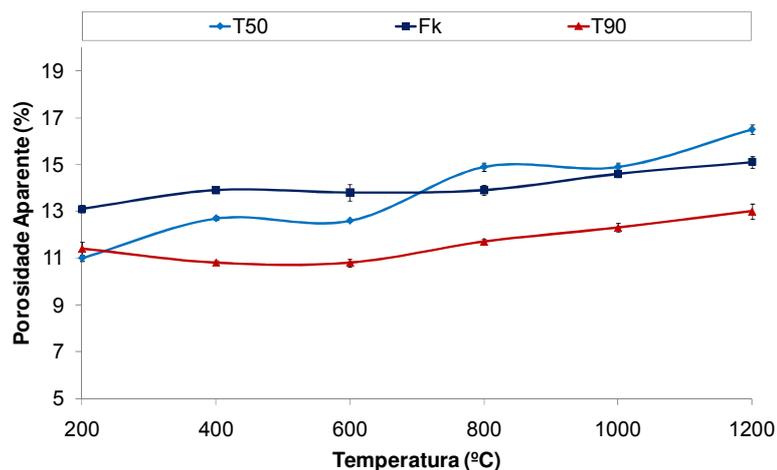


Figura 4.5: Porosidade aparente em função da temperatura de queima.

De acordo com a literatura, nos materiais convencionais, ligados com CAC ( $\text{CaO} > 2,5\%$ ), a saída de água estrutural do cimento, que é observada até aproximadamente  $530^{\circ}\text{C}$ , é acompanhada pela queda de resistência mecânica [9, 10, 15].

A Figura 4.6 mostra a evidência desse comportamento no caso do material T50, aquele que, de acordo com a respectiva ficha técnica contém 3% de  $\text{CaO}$ . Dentre os materiais analisados esse é o que contém o maior teor de CAC em sua composição.

Por outro lado, a mesma Figura (4.6) mostra que os materiais FK e T90, com 1,2 e 1,9% de  $\text{CaO}$  respectivamente, classificados como concretos de baixo teor de CAC ( $1 < \text{CaO} < 2,5\%$ ), de forma geral, apresentaram aumento da resistência mecânica com o aumento de temperatura. A tendência a maior resistência foi observada para todo o intervalo de temperatura

analisado quando se trata de ensaios realizados em temperatura ambiente. No entanto, após 1000°C foi observada uma queda da resistência mecânica a quente. De acordo com a literatura, acima dessa temperatura, em concretos sílico aluminosos, há formação da fase anortita ( $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ), resultando na redução da resistência mecânica a quente [9, 10, 15]. O ponto de fusão da anortita é aproximadamente 1550°C. No entanto, dependendo do teor de alcalis presente no sistema, a formação dessa fase líquida pode ser observada em temperaturas inferiores [10].

De acordo com os resultados obtidos, todos os materiais que contém,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$  e  $\text{CaO}$  em quantidades consideráveis (T50, FK e T90) apresentaram uma queda da resistência mecânica a quente entre 1000°C e 1200°C. No entanto, aqueles que contém teor de  $\text{CaO}$  (1,6%) dentro da faixa característica de materiais de baixo teor de CAC, FK e T90, apresentaram maior resistência a quente tanto a 1000°C, como a 1200°C. Essa comparação mostra que realmente a redução do teor de  $\text{CaO}$  resulta em refratários com maior resistência mecânica em temperaturas intermediárias [9, 10, 13]. Adicionalmente, sabe-se que a adição de alumina resulta no aumento da resistência mecânica [11], e analisando-se os resultados desses três materiais, verifica-se que aquele que contém maior teor de alumina, o T90, apresentou maior resistência mecânica, tanto a frio, quanto a quente.

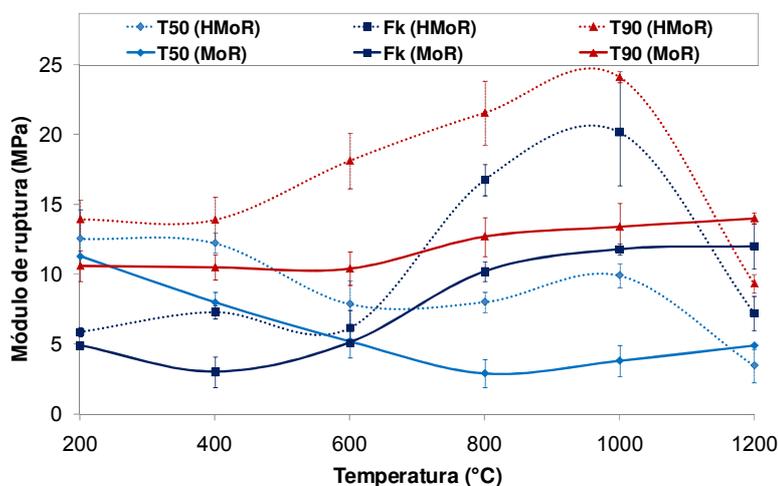


Figura 4.6: Módulo de ruptura a frio (MoR) e a quente (HMoR) em função da temperatura de queima.

Com relação aos resultados de resistência a erosão a frio, observa-se na Figura 4.7 que os volumes erodidos do T90 e do T50 se mantiveram praticamente constantes até 800°C e em uma faixa de valores que os caracterizam como materiais de bom desempenho com relação a erosão, aproximadamente 4 cm<sup>3</sup>. Adicionalmente, essa constância mostra que o nível do aumento da porosidade e a redução da resistência mecânica não influenciaram a resistência a erosão desses materiais quando queimados nessa faixa de temperatura. Entre 800 e 1000°C, foi observado uma queda na resistência a erosão, sendo mais intensa para o T50. No caso do T90, essa queda pode ser reflexo de uma possível oxidação do SiC presente em sua composição [7, 28]. No entanto, não há uma relação evidente que explicaria o comportamento do T50, uma vez que nem a porosidade nem a resistência mecânica apresentaram a mesma tendência nessa faixa de temperatura. Quando se trata do material FK, essa estreita correlação entre resistência mecânica e resistência a erosão a frio pode ser observada para todas as temperaturas de ensaio. De acordo com a literatura, uma menor resistência mecânica, possivelmente devido ao enfraquecimento das ligações químicas, reflete em maior facilidade de remoção de material, resultando assim em uma menor resistência a erosão [11, 48].

No entanto, a composição FK não apresentou uma boa correlação entre a resistência a erosão a quente e a resistência mecânica a quente, enquanto foi observada uma boa correlação entre essas propriedades tanto para o T50, como para o T90. O T50 apresentou um decréscimo gradativo tanto da resistência mecânica como da resistência a erosão, ambas a quente, até 800°C, e após essa temperatura o comportamento se inverteu para as duas propriedades. A composição T90 apresentou resistência mecânica constante até 400°C e um leve aumento no valor de volume erodido. Acima dessa temperatura a queda do volume erodido foi acompanhada do aumento da resistência a mecânica a quente.

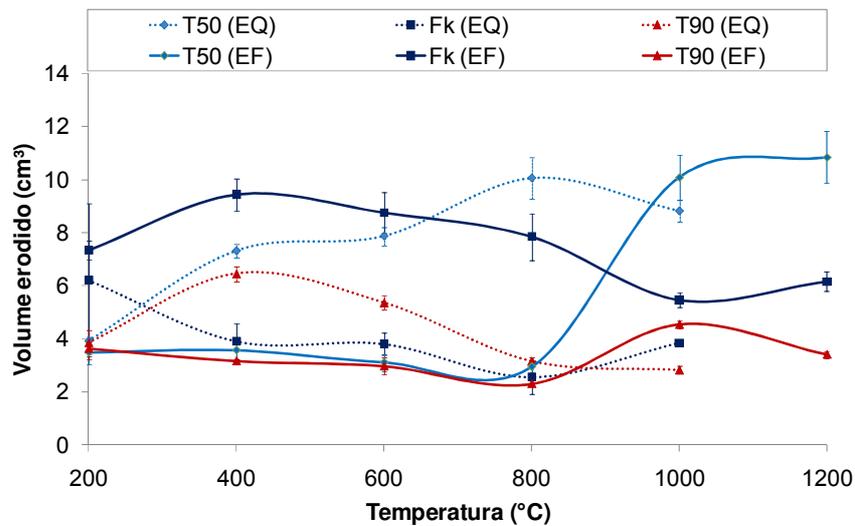


Figura 4.7: Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.

Foram encontrados na literatura autores que defendem que o aumento da temperatura deve ser seguido de tendência a maior resistência a erosão a quente, uma vez que nessas condições o material se torna mais dúctil, possibilitando que o mesmo seja deformado plasticamente e seja capaz de absorver mais energia cinética. Portanto esses os autores defendem que o maior potencial de absorção de energia cinética atuará como forma de amortecimento do impacto resultando em menor volume erodido [11, 36, 46, 48, 53, 60, 61]. Essa explicação pode justificar o aumento da resistência a erosão a quente da composição FK entre 200 e 800°C e do T90 entre 400 e 1000°C. No entanto, Zhou et al acrescentam que, além do aumento da ductilidade, temperatura maiores também podem resultar na redução da resistência mecânica e consequentemente maior volume erodido [48]. Alguns trabalhos mostram que mesmo quando há uma boa correlação entre resistência a erosão e resistência mecânica a quente, essa correlação pode ser alterada a partir da temperatura na qual há formação de fase líquida e consequentemente degradação da resistência mecânica a quente [46, 61]. Adicionalmente, a redução da resistência mecânica pode ser resultante do aumento da porosidade, que, devido a maior quantidade de vazios, resulta em menos pontos de contato entre as partículas, ou seja, menor ancoramento,

facilitando o desprendimento dos agregados [11]. O comportamento do T50, na faixa de temperatura de 400 a 800°C, se mostra coerente com essa explicação uma vez que a sua porosidade aumentou e a resistência mecânica e a erosão a quente diminuíram.

Comparando os resultados de erosão a frio e erosão a quente, primeiramente, assim como esperado, verifica-se que os valores de volume erodido a quente e a frio para amostras queimadas a 200°C foram semelhantes, uma vez que se trata de uma condição muito próxima da temperatura ambiente.

Ainda com relação à comparação entre os resultados de erosão de ensaios realizados em temperatura ambiente com aqueles realizados em temperaturas elevadas, alguns autores mostram que o volume erodido em temperatura ambiente é maior uma vez o trincamento da amostra tende a ser mais intenso [36, 48]. No entanto, somente a composição FK apresentou esse comportamento em todo o intervalo analisado, enquanto, de forma geral, os outros materiais apresentaram comportamento inverso. Adicionalmente, verificou-se que o perfil das curvas são diferentes quando comparados os resultados do mesmo material obtidos a frio e a quente.

Dessa forma, fica claro que não há uma regra, a existência ou não de qualquer correlação depende da temperatura em questão, assim como do material.

#### **4.3.2 Concretos ligados com sílica coloidal**

A Figura 4.8 mostra que a porosidade dos materiais ligados com sílica coloidal diminui com o aumento da temperatura de queima. Esse comportamento pode estar relacionado ao fato dos concretos em questão não conter CAC em suas composições [17]. Como comentado anteriormente, o aumento da porosidade devido a elevação da temperatura de queima em

concretos convencionais é resultante da decomposição das fases hidratadas do cimento [9, 10, 13-15]. Logo, os resultados observados na Figura 4.8 são coerentes com o esperado, uma vez que a ficha técnica desses materiais não indicam CaO em sua composição química, pois nesse caso apresentariam comportamento inverso.

A Figura 4.9 mostra que ambos materiais apresentaram baixa resistência mecânica até 400°C, sendo que o FSC queimado a 200°C apresentou tão baixa resistência a ponto de não ser possível mensurar o valor do seu módulo de ruptura.

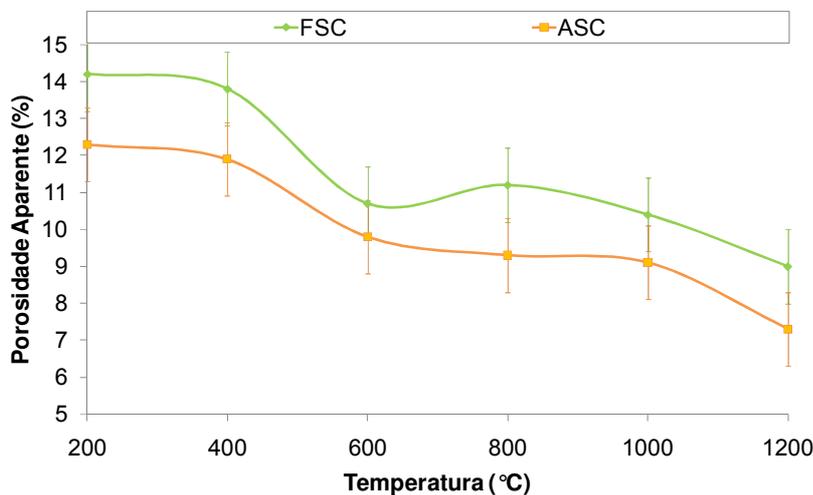


Figura 4.8: Porosidade aparente em função da temperatura de queima.

A literatura prevê que concretos ligados com sílica coloidal podem apresentar trincamento intenso após a cura devido a formação de um gel de alta área superficial. Acima de 400°C observa-se aumento na resistência mecânica dos dois materiais, provavelmente devido ao aumento da força de ligação do material. Esse aumento é mais suave para o material FSC que atinge um módulo de ruptura de 10 MPa e acima dessa temperatura é observada uma ligeira queda dessa propriedade, tanto para ensaios realizados a frio como a quente, de forma que esse valor varia entre 5 e 10 MPa.

Já o material ASC apresenta módulo de ruptura a frio na faixa de 20 MPa e de 25 MPa a quente. Embora a Figura 4.9 apresente um desvio padrão

muito grande para amostras de ASC queimadas a 800°C e ensaiadas a frio, nesse caso específico, a presença de trincas comprometeu a reprodutibilidade do ensaio. No entanto, de acordo com a tendência do comportamento dessa propriedade, acredita-se que em temperaturas superiores a 600°C o módulo de ruptura a frio se mantém praticamente constante para o material ASC. Em contrapartida, o módulo de ruptura a quente do material em questão apresentou uma acentuada queda a 1000°C e a seguir foi observado o aumento da resistência mecânica. Dessa forma, acredita-se que um balanço entre a geração de líquido, ou sua ausência, associada com a sinterização, pode explicar tal comportamento. A formação da fase mulita acima de 1000°C pode também ser um indicativo do aumento da resistência mecânica a quente.

Comparando os dois materiais (Fig. 4.9), é possível verificar que para toda a faixa de temperatura o material FSC apresentou resistência mecânica, tanto a frio como a quente inferior ao material ASC. Esse comportamento pode estar associado ao fato de que o material ASC contém maior teor de  $Al_2O_3$  em sua composição e necessitar de maiores temperaturas para sinterização e formação da fase mulita.

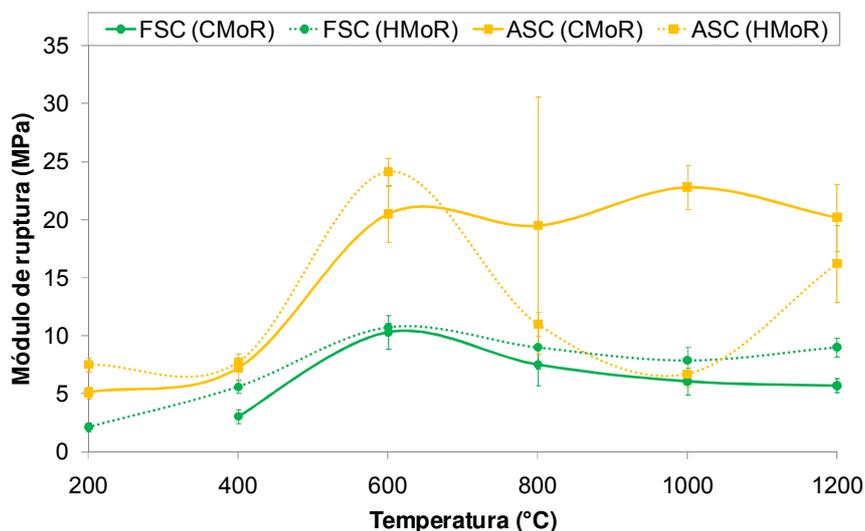


Figura 4.9: Módulo de ruptura a frio (CMoR) e a quente (HMoR) em função da temperatura de queima.

Com relação ao desgaste erosivo, o concreto FSC apresentou baixa resistência a erosão. A Figura 4.10 mostra que amostras desse material queimadas a 200°C e 400°C e ensaiadas a frio assim como aquelas queimadas e ensaiadas a 200°C (a quente) foram perfuradas durante o ensaio de erosão, não permitindo mensurar o volume erodido. A 600°C o material em questão apresentou melhor desempenho. No entanto, acima dessa temperatura foi observada a degradação da resistência a erosão, evidenciado pelo aumento do volume erodido com a temperatura de queima, sendo esse comportamento mais intenso no caso de materiais ensaiados em temperaturas elevadas (Figura 4.11). O comprometimento da resistência a erosão é coerente com os resultados de resistência mecânica, uma vez que o melhor desempenho do material com relação a essa propriedade também foi a 600°C, diminuindo com o aumento da temperatura. No entanto, a diferença dos volumes erodidos a frio e a quente não está coerente com a literatura, segundo a qual o volume erodido a frio tende a ser maior devido ao trincamento mais intenso do material nessas condições [36, 48].

Assim como no caso da resistência mecânica, o material ASC apresentou melhor resistência a erosão se comparado com o FSC, em todo o intervalo de temperatura analisado (Fig. 4.11). Esse melhor desempenho do concreto ASC possivelmente é resultante da menor porosidade e do alto teor de alumina em sua composição, que por apresentar dureza maior que a sílica tende a resultar em maior resistência a erosão [11].

De forma geral a resistência a erosão aumentou com o aumento da temperatura até 600°C e se manteve praticamente constante acima desta, comportamento esse que é coerente com aquele observado para resistência mecânica com exceção da queda da resistência mecânica a quente a 1000°C que não foi acompanhada da queda da resistência a erosão. Essa análise ressalta que existem exceções referentes a suposta correlação entre módulo de ruptura a quente e resistência a erosão em temperaturas elevadas. Isso possivelmente se deve a pouca quantidade de pesquisa ainda efetuada nesta área.

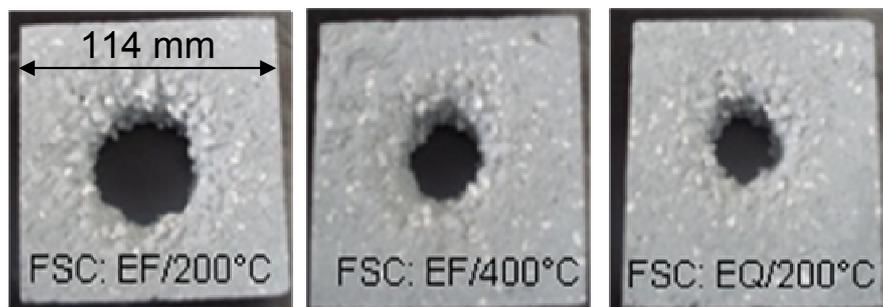


Figura 4.10: Amostras erodidas do material FSC (114 x 114 x 30 mm<sup>3</sup>).

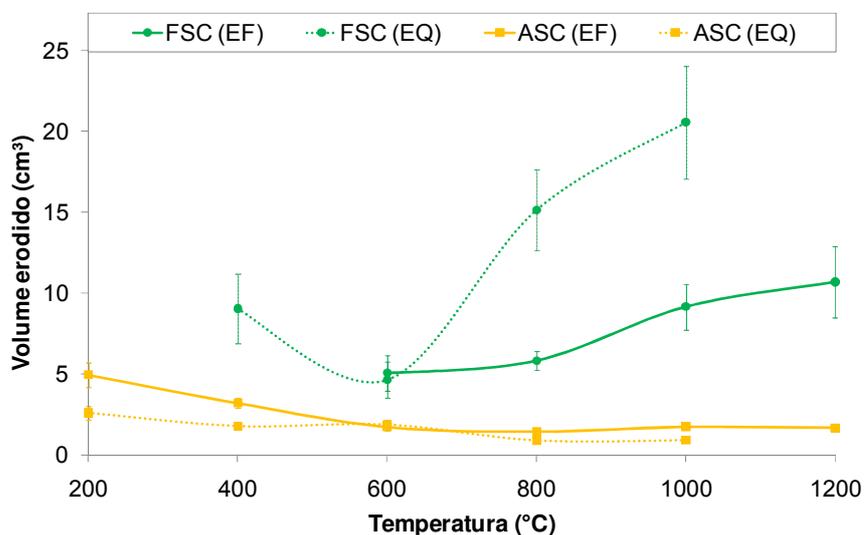


Figura 4.11: Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.

### 4.3.3 Concretos ligados com pega fosfórica

O material TB apresenta um grande diferencial quando comparado com os outros analisados: o fato de ser ligado com fosfato. Como comentado na revisão bibliográfica, materiais refratários ligados com fosfato líquido apresentam grande poder de aderência ao refratário pré-existente, sendo

assim ideal para reparos. Além disso, tendem a minimizar o tempo de paradas para manutenção, uma vez que apresentam menor tempo necessário para mistura, secagem e para queima [24, 25].

De acordo com a sua ficha técnica, o material em questão apresenta 80% de alumina em sua composição. Segundo Decker, acima de 127°C a reação entre alumina e ácido fosfórico gera fosfato de alumínio, formando um sal hidro-gel, que funciona como sistema ligante do refratário, conhecido como ligação fosfática. Como consequência, acima de 350°C o material atinge elevada resistência mecânica [24]. Gonzalez et al constataram que a 300°C o caráter da ligação já é estável e é intensificada gradualmente durante a queima [25].

Analisando, na Figura 4.12, os resultados obtidos durante a caracterização do TB, verifica-se que realmente a resistência mecânica do material, tanto a frio, quanto a quente, aumentou até 800°C e a seguir diminuiu drasticamente. Esse comportamento também é coerente com a literatura que mostra que amostras queimadas a 1083°C (2000°F) apresentam menor resistência mecânica a frio do que aquelas queimadas a 815°C (1500°F), provavelmente devido a devitrificação que ocorre em uma temperatura na faixa de 1080°C [25] e a consequente diferença de coeficiente de expansão das fases formadas.

Com relação aos resultados de erosão (Fig. 4.13), um dos aspectos observados é que também para esse material, assim como previsto, o valor de volume erodido a frio é muito próximo daquele obtido a 200°C. Adicionalmente, verifica-se que, com exceção do valor do volume erodido a quente a 400°C, os ensaios realizados a frio e a quente apresentaram a mesma tendência (aumento da resistência a erosão com a temperatura) até 800°C. Esse comportamento provavelmente está relacionado com a formação de fosfato de alumínio, também responsável pelo aumento da resistência mecânica nessa faixa de temperatura, como comentado anteriormente.

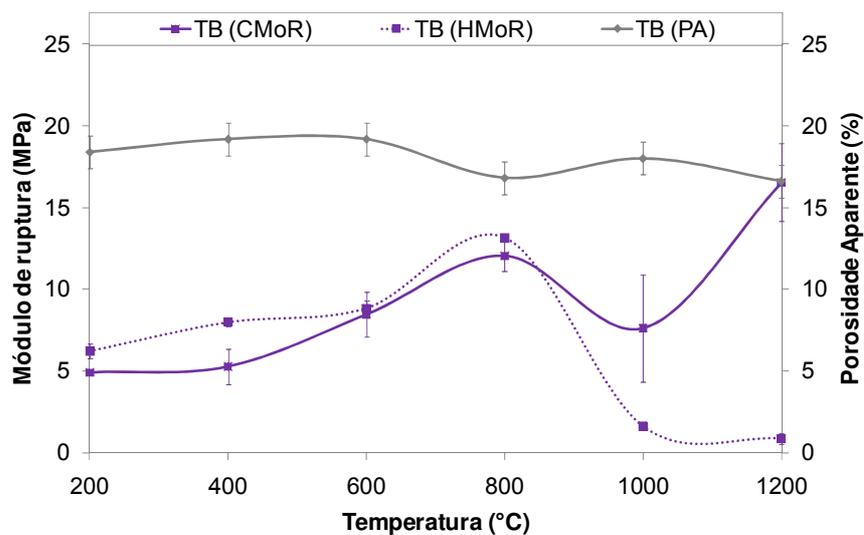


Figura 4.12: Porosidade aparente (PA) e módulo de ruptura a frio (CMoR) e a quente (HMoR) em função da temperatura de queima.

Considerando os resultados de resistência a erosão e resistência mecânica para os ensaios realizados em temperaturas elevadas, a coerência entre a resistência mecânica e a resistência a erosão se manteve até 800°C. No entanto, entre 800 e 1000°C, a resistência mecânica a quente apresentou uma queda brusca, que não foi acompanhada pela resistência a erosão a quente.

Comparando com a ficha técnica do produto, a 816°C o volume erodido deveria ser menor que 3 cm<sup>3</sup>, mas o valor encontrado foi um pouco superior, próximo de 4 cm<sup>3</sup>, muito semelhante ao volume erodido de outros materiais comerciais na mesma temperatura.

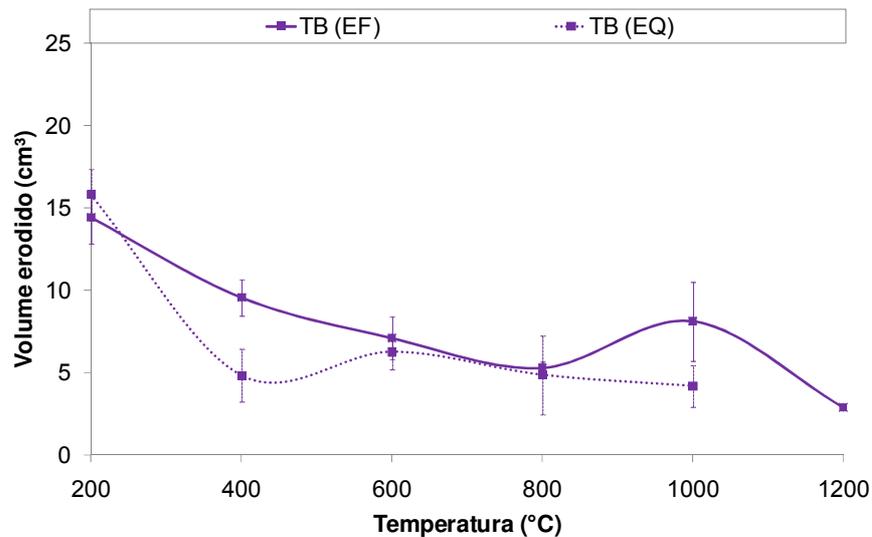


Figura 4.13: Volume erodido a frio (EF) e a quente (EQ) em função da temperatura de queima.

Como comentado na revisão bibliográfica, esse tipo de material apresenta alta resistência ao ataque de CO. Tal característica se torna muito interessante quando se trata de material para ser aplicado na indústria petroquímica. O CO da atmosfera tende a, acima de 400°C, se transformar em carbono sólido quando em contato com partículas de ferro ou óxido de ferro reativo presentes no refratário, ou seja, nessas condições o íon  $\text{Fe}^{+3}$  pode atuar como agente catalítico dessa transformação. Essa reação é uma causa hipotética de um processo adicional de deterioração do refratário devido a deposição de coque, uma vez que a precipitação do carbono no refratário pode resultar no aparecimento de trincas no mesmo [4]. No entanto, quando se trata de materiais com ligação fosfórica, o  $\text{Fe}^{+3}$  tende a reagir previamente com o ácido fosfórico em temperatura ambiente, formando fosfato de ferro, dessa forma o  $\text{Fe}^{+3}$  perde a sua função catalisadora para formação de coque [24].

#### 4.3.4 Comparação entre os resultados dos materiais T50, FK e T90, obtidos a 800 e 1000°C

A primeira comparação é referente aos materiais FK, T50 e T90, todos ligados com CAC. No entanto, tem que ser consideradas suas diferenças visto

que a relação alumina/sílica em peso do FK é 61/35 e do T50 é 52/39, o teor de alumina do T90 é 70%-p, de sílica é 5%-p e de acordo com a sua ficha técnica, esse material possui 20%-p de SiC.

Conforme as Figuras 4.14 e 4.15, entre os materiais ligados com CAC e queimados a 800 e 1000°C, o T50 foi o que apresentou maior desgaste a erosão a quente e menor resistência mecânica tanto a frio como a quente. Esse desempenho inferior pode estar relacionado com o menor teor de alumina em sua composição.

Com relação as outras propriedades, o T50 e o FK apresentaram valores de porosidade próximos e significativamente superiores que a do T90. Considerando somente o teor de CAC, era esperado que a composição FK apresentasse menor porosidade, pois apresenta menor teor de CaO [9, 10, 13]. No entanto, a literatura mostra que além dos agentes ligantes, os agregados, o teor de água, a quantidade e a distribuição granulométrica e os aditivos em geral, também influenciam significativamente a resposta do material [8-10, 22]. Dessa forma, acredita-se que nesse caso o empacotamento e a reatividade entre os componentes dos concretos apresentam maior influência na densificação e sinterização dos materiais em questão.

Para esses concretos, fica evidente que o maior teor de alumina e a adição de SiC na sua composição, confere ao T90 maior resistência mecânica e maior resistência a erosão, assim como previsto na literatura [11, 12]. Adicionalmente, mesmo a alumina não apresentando bom desempenho com relação ao choque térmico [11], esse material foi o que também apresentou maior módulo elástico e menor queda percentual, possivelmente devido a presença de SiC que por possuir alta condutividade térmica apresenta bom desempenho quando solicitado por choque térmico [12]. No entanto, não deve ser descartada a possibilidade de oxidação do carbetto de silício em temperaturas elevadas nas condições de trabalho e na presença de vapor de água [7, 28].

Essa análise evidencia que, para os materiais ligados com CAC (FK, T50 e T90) e queimados a 800°C, com exceção dos resultados de erosão a frio, o mesmo material, T50, apresentou desempenho inferior aos demais considerando todas as propriedades avaliadas.

Em contrapartida, de forma geral, o T90, que contém maior teor de  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e quantidade significativa de SiC, foi o material que apresentou melhor desempenho com relação a resistência a erosão, a resistência mecânica, ao choque térmico, assim como menor porosidade aparente.

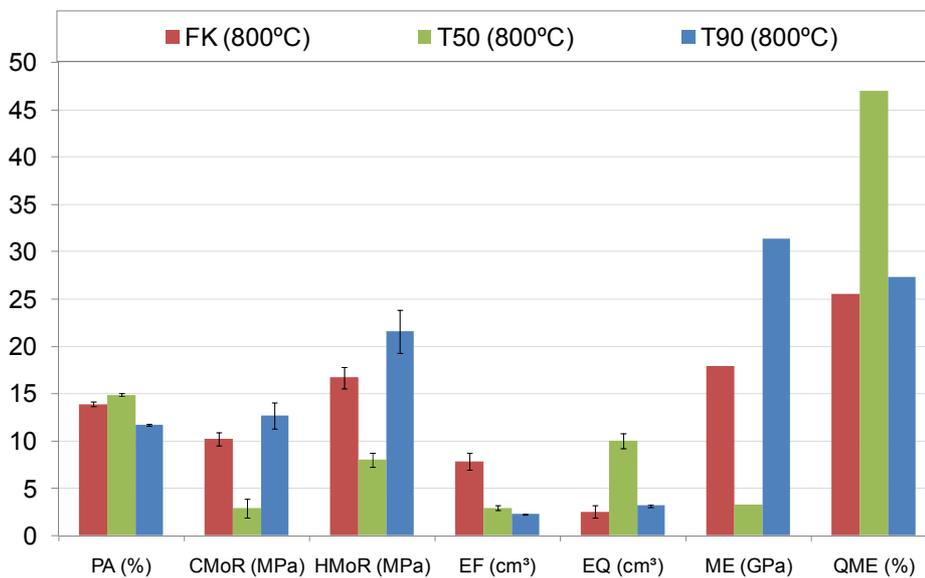


Figura 4.14: Porosidade aparente (PA), Resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FK, T50 e T90 queimadas a 800°C.

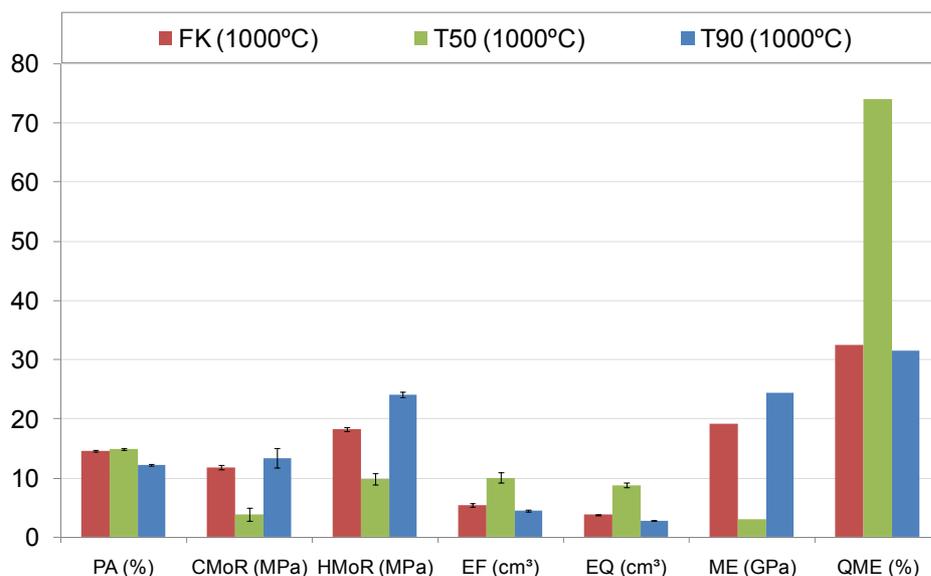


Figura 4.15: Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FK, T50 e T90 queimadas a 1000°C.

#### 4.3.5 Comparação entre os resultados dos materiais FSC e ASC, obtidos a 800 e 1000°C

A próxima discussão é referente a análise dos resultados dos materiais FSC e ASC (Fig. 4.16 e 4.17), ambos ligados com sílica coloidal e contendo microsilica. O primeiro se trata de um material com agregados de sílica (69%-p) e alumina (23%-p) e o segundo é um material de alta alumina (97%). Esses resultados mostram que, para as duas temperaturas analisadas, o ASC apresentou desempenho significativamente superior ao material FSC para todas as propriedades avaliadas. De forma geral, o ASC apresentou menor porosidade, maior resistência mecânica e resistência a erosão, tanto a frio quanto a quente, maior módulo elástico residual, assim como menor queda percentual de módulo elástico após choque térmico. Esse melhor desempenho do ASC deve estar associado ao maior teor de  $Al_2O_3$ , principal diferencial entre

esses materiais. Embora tenha sido utilizado o mesmo teor e igual agente ligante, possivelmente o material ASC apresentou um melhor empacotamento e combinação de agregados e matriz que confere uma maior densificação do material [8-10, 18, 22]. O fato de a composição ASC se tratar de um material de alta alumina confere um melhor desempenho com relação a resistência a erosão e a resistência mecânica [11]. Com relação ao choque térmico, assim como comentado anteriormente, concretos com alumina de uma forma geral apresentam um desempenho inferior aos concretos silico-aluminosos, uma vez que a formação de mulita em concretos dessa natureza resulta em melhor resistência ao choque térmico [19]. No entanto, a Figura 4.16 mostra que o material ASC apresentou maior desempenho com relação a essa propriedade. Para esta temperatura de queima o material FSC não apresentará formação de mulita. Neste caso, o melhor desempenho do concreto ASC deve-se a sua superior resistência mecânica, conforme mostra o CMoR, o que torna ele menos propício ao início de propagação de trincas. Contudo, era de se esperar que, mesmo tendo módulo elástico residual mais elevado, que a redução percentual fosse maior por ser uma material a base de alumina tabular. Mas como ele apresenta 1%-p de  $B_4C$  este aditivo alterou este comportamento fazendo com que o seu dano fosse inferior ao do FSC, que é um material silicoso.

#### **4.3.6 Comparação entre os resultados dos materiais TB, T90 e ASC, obtidos a 800 e 1000°C**

O terceiro grupo analisado inclui os materiais TB, T90 e ASC com distintos agentes ligantes. O TB é um material com 81,3%-p de alumina e ligado com pega fosfórica. O T90 tem em sua composição 70,5%-p de alumina e 20,8%-p de SiC e é ligado com CAC. Já o ASC contém 97%-p de alumina e é usada sílica coloidal como ligante.

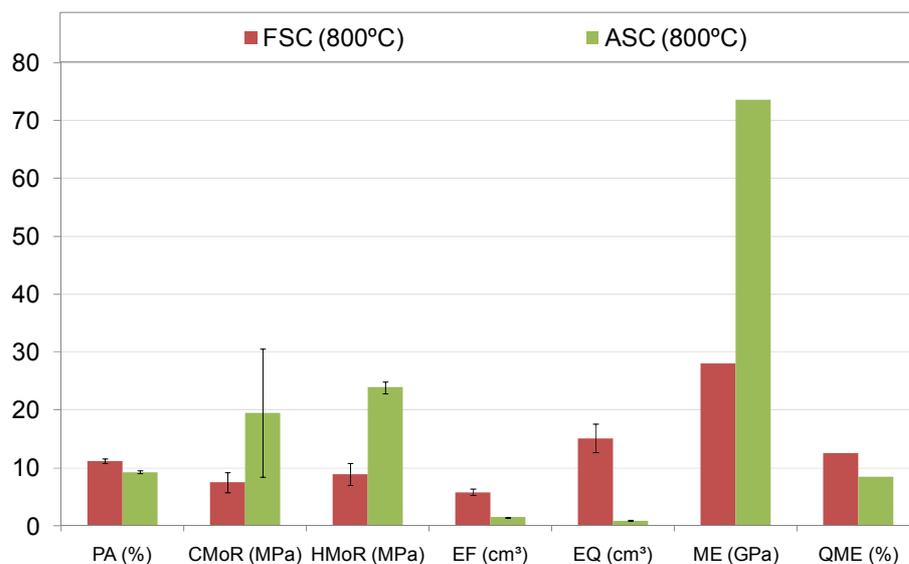


Figura 4.16: Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FSC e ASC queimadas a 800°C.

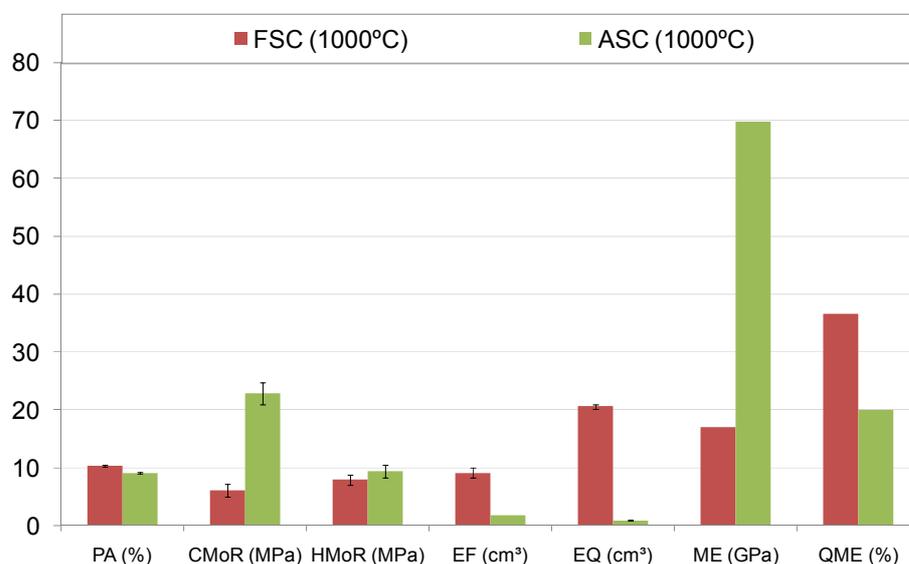


Figura 4.17: Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos FSC e ASC queimadas a 1000°C.

Os resultados a seguir, apresentados nas Figuras 4.18 e 4.19, mostram que, entre esses materiais, o TB apresentou menor resistência a erosão, tanto a frio como a quente e maior porosidade em ambas temperaturas. Adicionalmente, o TB apresentou inferior resistência mecânica a 1000°C. Dessa forma, foi observada para esse material uma boa correlação entre erosão e porosidade, tanto para 800°C como para 1000°C, e, a 1000°C, a correlação também se estende para a resistência mecânica. Essa coerência entre os resultados de resistência a erosão e porosidade também foi observada por outros autores [4, 58], assim como a sua correlação com resistência mecânica [10, 11, 35, 40, 48, 58].

O ASC foi material que apresentou menor desgaste por erosão assim como menor porosidade. Novamente, essa elevada resistência a erosão pode ser associada ao elevado teor de alumina, devido a sua dureza elevada [11]. Como comentado anteriormente, a matriz desse material possivelmente contribui para essa resposta positiva quando o material é solicitado por erosão. Este material apresentou maior resistência mecânica tanto a frio como a quente para amostras queimadas a 800°C. No entanto, embora sem explicação evidente, para amostras queimadas a 1000°C o T90 apresentou maior módulo de ruptura a quente. Dessa forma, embora alguns autores tenham encontrado uma boa correlação entre resistência mecânica e resistência a erosão, os resultados obtidos no presente trabalho mostram que essa correlação pode ser alterada em função da faixa de temperatura.

Com relação ao choque térmico, os 3 materiais apresentaram bom desempenho. No entanto, o ASC se destacou, mesmo sendo o TB caracteristicamente um material de elevada resistência a solicitação térmica, uma vez que a ligação fosfórica é flexível, por se tratar de estrutura em cadeia, semelhante à de materiais poliméricos orgânicos [24]. Adicionalmente, o material ASC apresentou desempenho superior ao T90 que contém alto teor de SiC, fase com boa condutividade térmica [12].

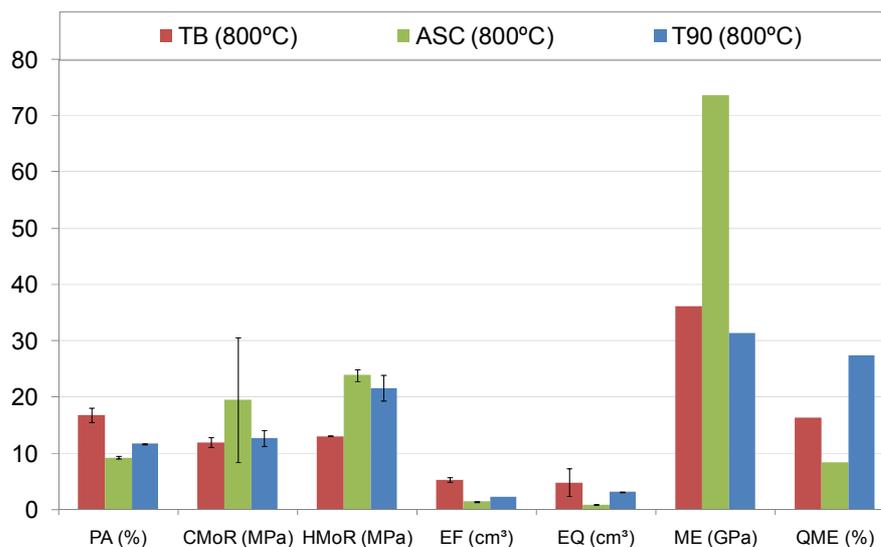


Figura 4.18: Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos TB, ASC e T90 queimadas a 800°C.

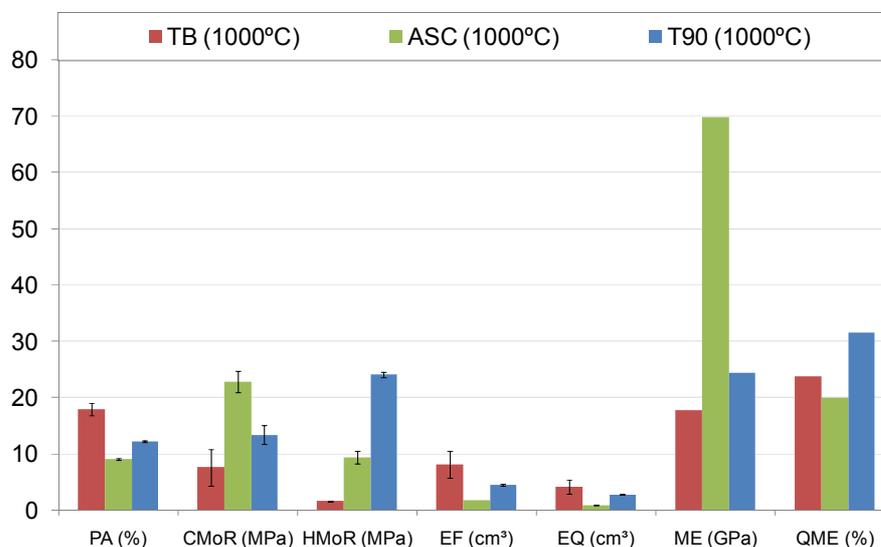


Figura 4.19: Porosidade aparente (PA), resistência mecânica a frio (CMoR) e a quente (HMoR) e erosão a frio (EF) e a quente (EQ), módulo elástico residual (ME) e queda percentual do módulo elástico (QME) para amostras dos concretos TB, ASC e T90 queimadas a 1000°C.

Dessa forma, uma análise geral, considerando somente o tipo de ligante, sugere que a sílica coloidal é o tipo de ligante que confere melhor resistência ao choque térmico, a erosão (a frio e a quente), a resistência mecânica a frio e menor porosidade residual. No entanto, como comentado anteriormente não é somente o sistema ligante o responsável pelas suas propriedades [8-10, 22].

Segue uma tabela (Tab. 4.1) com os valores do coeficiente de correlação polinomiais,  $r^2$ , obtido por meio de regressões polinomiais. Esse valor quanto mais perto de 1 indica uma maior correlação entre duas propriedades. No presente trabalho buscou-se o grau de correlação entre EQ e EF e entre EQ e HMoR, para as temperaturas 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C.

De acordo com a Tabela 4.1 os valores de  $r^2$  variaram de 0,07 até 0,83, mostrando que mesmo o maior valor encontrado, não garante uma correlação confiável entre as propriedades em questão.

Tabela 4.1: Coeficiente de correlação polinomial ( $r^2$ ) entre EQ e EF e entre EQ e HMoR para diferentes materiais nas diversas temperaturas de ensaio (200, 400, 600, 800, 1000 e 1200°C)

	<b>EQ x EF</b>	<b>EQ x HMoR</b>
<b>T50</b>	0,07	0,60
<b>T90</b>	0,16	0,62
<b>FK</b>	0,07	0,19
<b>FSC</b>	0,75	0,30
<b>ASC</b>	0,83	0,17
<b>TB</b>	0,81	0,27

#### 4.3.7 Solicitação de choque térmico seguida de erosão

Mesmo a literatura atestando que a solicitação por choque térmico intensifica a severidade do desgaste por erosão [31], nenhum trabalho encontrado apresentou resultados numéricos que comprovam essa correlação.

A Figura 4.20 apresenta os resultados de erosão obtidos em amostras do material FK que foram previamente submetidas a uma variação de temperatura de 1000°C. É possível verificar que, diferentemente do esperado, a solicitação simultânea por choque térmico não intensificou a severidade do desgaste por erosão, uma vez que a média do volume erodido sem e com choque térmico (6 e 10 ciclos) apresentaram resultados muito próximos.

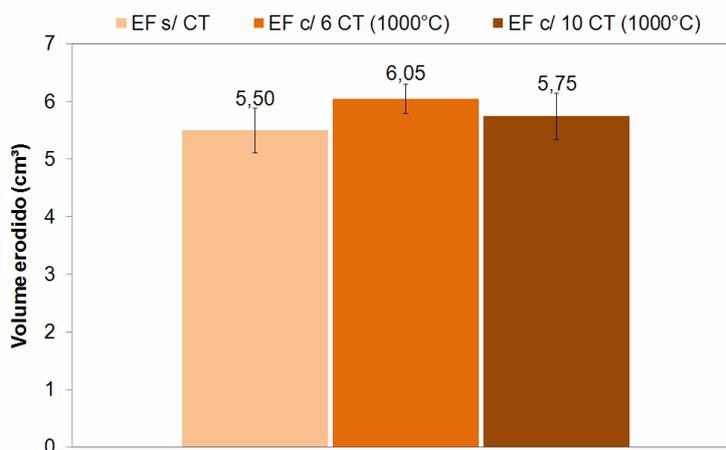


Figura 4.20: Volume erodido de amostras ensaiadas sem ser solicitada previamente por choque térmico e após 6 e 10 ciclos de choque térmico.

No entanto, é importante ressaltar que a análise foi baseada somente nos resultados apresentados, ou seja, essa conclusão é válida para esse material específico e para essas condições de ensaio, portanto não deve ser generalizada, embora seja relevante.



## 5 CONCLUSÕES

Após uma análise cuidadosa das metodologias de ensaio de choque térmico encontradas na literatura verificou-se que o método utilizado no GEMM é a melhor alternativa a ser adota em processos de qualificação de materiais refratários, tanto para materiais utilizados em calcinadores de leito fluidizado da indústria do alumínio quanto em *risers* da indústria petroquímica.

Com relação ao ensaio de erosão a quente, embora ainda não exista nenhuma norma internacional referente à avaliação desse tipo de solicitação em escala laboratorial, após os devidos ajustes do projeto original, o equipamento apresentado no presente trabalho reproduz de forma adequada as condições de trabalho desse tipo de revestimento de concretos refratários, garantindo resultados confiáveis e reprodutivos. Essa afirmação tem como fundamento o fato do equipamento desenvolvido apresentar resultados coerentes com aqueles obtidos em um erosímetro a frio, que segue os padrões de normas internacionais, quando ambos ensaios são realizados em temperatura ambiente, além de garantir a reprodutibilidade entre os ensaios de erosão a quente ao analisar os resultados de amostras da mesma composição e que foram processadas sob as mesmas condições.

Adicionalmente, ficou evidente que os resultados dos ensaios exploratórios indicam que a realização de ensaios de erosão à temperatura ambiente não são suficientes para prever o desgaste por erosão de concretos refratários em temperaturas elevadas. O volume erodido varia em função da temperatura de ensaio, o que destaca a importância da realização de testes de erosão em temperaturas elevadas, pois representam mais fielmente as condições de trabalho das aplicações em questão. Por fim, os resultados da caracterização de distintos concretos refratários, comerciais e desenvolvido no GEMM, em diferentes faixas de temperaturas indicam que nem sempre existe uma relação direta entre o desgaste por erosão a quente e o módulo de ruptura a quente. Sendo assim, a realização de ensaios de erosão em temperaturas

elevadas é indispensável nos processos de seleção de materiais refratários, principalmente para as aplicações propostas, uma vez que nestes casos o desgaste por erosão é uma das solicitações mais críticas do revestimento refratário. Também não foi encontrada uma correlação direta na qual o desgaste por erosão é intensificado quando o material é mais susceptível ao desgaste por choque térmico.

Finalmente, os materiais refratários nanoligados apresentaram resultados com grande interesse tecnológico, indicando a necessidade de mais pesquisas e desenvolvimento nesta área.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Desenvolvimento de novos materiais refratários resistentes a erosão em temperaturas elevadas.
- Estudo variando o ângulo de impacto com a temperatura.
- Ajustes estruturais no equipamento de forma a permitir a realização de ensaios em temperaturas superiores a 900°C.
- Alterações no design do equipamento buscando adotar um dispositivo rotativo como porta amostras, mantendo uma única posição de ensaio (fixa).
- Confecção de amostras com termopares embutidos de forma a possibilitar que o controle da temperatura de ensaio seja referente a temperatura real da amostra a ser ensaiada.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

---

- [1] FINNIE, I.; Some reflections on the past and future of erosion. **Wear**, v. 186-187, p. 1-10, 1995.
- [2] SANTOS, V. A. A.; VALENZUELA, F. A. O.; GALLO, J. B.; PANDOLFELLI, V. C.; Fundamentos e testes preliminares de resistência a erosão em concretos refratários. **Cerâmica**, v. 52, p. 128-135, 2006.
- [3] BRANDT, C.; PANDOLFELLI, V. C.; Uma abordagem sistêmica no desenvolvimento de revestimentos refratários projetáveis para unidades de calcinação de alumina em leito fluidizado. **Qualificação de mestrado**, São Carlos: UFSCar/DEMa, 58p., 2008.
- [4] SERRA, F. A. S.; PANDOLFELLI, V. C.; Deterioração de concreto refratário em unidade de craqueamento catalítico pela ação do coque. **Dissertação de mestrado**, 158p, São Carlos: UFSCar/DEMa, 2002.
- [5] LOPES, D. A.; PANDOLFELLI, V. C.; Revestimento refratário para unidades de calcinação de alumina em leito fluidizado: uma abordagem sistêmica. **Dissertação de mestrado**, São Carlos: UFSCar/DEMa, 136p., 2005.
- [6] VALENZUELA, F. A. O.; BRANDT, C.; LOPES, D. A. A.; BONADIA, P.; GALLO, J. B.; PANDOLFELLI, V. C.; Caracterização de concretos refratários projetáveis para o revestimento de calcinadores de alumina. **Cerâmica**, v. 54, 29-37, 2008.
- [7] CALLISTER, W. D.; **Materials Science and Engineering: An Introduction**, 5th ed. New York: John Wiley & Sons, p. 227-229, 1991.
- [8] OLIVEIRA, I.R.; STUART, A. R.; PILEGGI, R.G.; PANDOLFELLI, V.C.; **Dispersão e Empacotamento de Partículas: Princípios e Aplicações em Processamento Cerâmico**, Ed. Fazenda Arte Editorial, 224 p., 2000.
- [9] LEE, W. E.; VIEIRA, W.; ZHANG, S.; GHANBARI ARARI, K.; SARPOOLAKY, H.; PARR, C.; Castable Refractory Concretes. **International Materials Reviews**, v. 46, p. 145-147, 2001.
- [10] KRIETZ, L.; Refractory Castables. **Refractories Handbook**, p. 259-285, 2004.

- 
- [11] MARQUES, C. M.; BERGMANN, C. P.; Relação entre microestrutura e desgaste erosivo a frio e a quente em materiais cerâmicos à base de alumina. **Tese de Doutorado**, 170p, Porto Alegre: UFRGS, 2006.
- [12] GNESIN, G. G.; GAIDUCHENKO, A. K.; DYBAN, Y. P.; KRAT, V. A.; SEMENOV, B. I.; Use of self-bonded silicon carbide under conditions of abrasion and corrosion. **Plenum Publishing Corporation**, p. 592-594, 1980.
- [13] ISHIKAWA, M.; Refractory Castables. **Taikabutsu Overseas**, v. 19 (3), p. 7-13, 1999.
- [14] GARCIA, J. R.; OLIVEIRA, I. R.; PANDOLFELLI, V. C.; Processo de hidratação e os mecanismos de atuação dos aditivos aceleradores e retardadores de pega do cimento de aluminato de cálcio. **Cerâmica**, v. 53, p. 42-56, 2007.
- [15] ISMAEL, M. R.; VALENZUELA, F. A. O.; POLITO, L. A.; PANDOLFELLI, V. C.; Propriedades termo-mecânicas de concretos refratários ligados por sílica coloidal. **Cerâmica**, v. 53, p. 314-318, 2007.
- [16] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **C401-91**. Classification of alumina and alumina-silicate castable refractories, Annual Book of ASTM Standards.
- [17] STUDART, A. R.; BELLOGRAYDIC, A. F.; PANDOLFELLI, V. C.; Desenvolvimento de concretos refratários auto-escoantes de alta alumina isentos de ligantes hidráulicos. **Cerâmica**, v. 44, n. 290, p. 220-224, 1998.
- [18] ISMAEL, M. R.; ANJOS, R. D.; SALOMÃO, R.; PANDOLFELLI, V. C.; Colloidal silica as a nanostructured binder for refractory castables. **Refractories Applications an News**, v. 11, n. 4, p. 16-20, 2006.
- [19] GEROTTO, M. V.; PILEGGI, R. G.; PANDOLFELLI, V. C.; Resistência mecânica a quente de concretos refratários aluminosos zero-cimento auto-escoantes contendo adições de microsílca e microsílca coloidal. **Cerâmica**, v. 46, n. 289, p. 91-96, 2000.
- [20] MAGLIANO, M. V. M.; PANDOLFELLI, V. C.; Características da sílica coloidal e seus efeitos em concretos refratários. **Cerâmica**, v. 56, p. 141-147, 2010.

- 
- [21] ISMAEL, M. R.; SALOMÃO, R.; POLITO, L. A.; PANDOLFELLI, V. C.; Agentes ligantes para concretos refratários: sílica coloidal e alumina hidratável. **Cerâmica**, v. 53, p. 142-146, 2007.
- [22] ISMAEL, M. R.; SALOMÃO, R.; POLITO, L. A.; PANDOLFELLI, V. C.; Otimização do uso de sol de sílica como ligante para concretos refratários. **Cerâmica**, v. 52, p. 92-97, 2006.
- [23] BOTHE, J. V.; BROWN, P. W.; Reactivity of alumina towards phosphoric acid. In: **The Journal of the American Ceramic Society**, v. 76 [9], p. 2353-58, 1993.
- [24] DECKER, J.; Advantages of liquid phosphate bonded refractories. In: **Refractories World Forum 2**, p. 89-92, 2010.
- [25] GONZALEZ, F. J.; HALLORAN, J. W.; Reaction of orthophosphoric acid with several forms of aluminum oxide. **American Ceramic Society Bulletin**, v. 59, n. 7, p. 727-738, 1980.
- [26] O'HARA, M. J., DUGA, J. J., SHEETS, H. D. JR.; Studies in phosphate bonding. **American Ceramic Society Bulletin**, v. 51, n. 7, p. 590-95, 1972.
- [27] SERRA, F. A. S.; PANDOLFELLI, V. C.; Mecanismos de deterioração de refratários pela ação do coque em unidades de craqueamento catalítico. **COTEC - 6ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos**, p. 1-12, Salvador, BA, 2002.
- [28] TORTORELLI, P. F.; MORE, L. K.; Effects of high water-vapor pressure on oxidation of silicon carbide at 1200°C. **The Journal of the American Ceramic Society**, v. 86 [8], p. 1249-55, 2003.
- [29] DUARTE, A. K.; O panorama da indústria do refratário da América Latina. In: II CONGRESSO INTERNACIONAL DO ALUMÍNIO, **Anais...** CD-ROM, São Paulo, Brasil, 2005.
- [30] SANTOS, V. A. A.; PANDOLFELLI, V. C.; Resistência a erosão em concretos refratários. **Dissertação de mestrado**, São Carlos: UFSCar/DEMA, 123p, 2007.

- 
- [31] WIEDERHORN, S.; Erosion of castable refractories. **Refractories Applications**, v. 2, n. 1, p. 2-6, 1997.
- [32] O'DRISCOLL, M.; A cracking hot market: refractories in petroleum refining. **Industrial Minerals**, p. 29-33, 2001.
- [33] MOTOKI, E.; YOSHIMIZU, Y.; Refractory lining technology for fluid catalytic cracking units. **Taikabutsu Overseas**, v. 19 (3), p. 69-74, 1999.
- [34] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **G 40-05**. Standard terminology relating to wear and erosion, Annual Book of ASTM Standards.
- [35] WYGANT, J. F.; BULKLEY, W. L.; Refractory concrete for refinery vessel linings. **American Ceramic Soc Bulletin**, v. 33, n. 8, p. 233-239, 1954.
- [36] SUNDARARAJAN, G.; MANISH, R. Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures. **Tribology International**, v. 30 (5), p. 339-359, 1997.
- [37] WINKELMANN, H.; BADISCH, E.; VARGA M.; DANNINGER, H. Wear Mechanisms at High Temperatures. Part 3: Changes of the wear mechanism in the continuous impact abrasion test with increasing testing temperature, **Tribology Letter**, 11 November 2009.
- [38] BULL, S. J.; Using work of indentation to predict erosion behavior in bulk materials and coatings. **J. Phys. D: Appl. Phys.**, v. 39, p. 1626-1634, 2006.
- [39] WIEDERHORN, S. M.; HOCKEY, B. J. Effect of material parameters on the erosion resistance of brittle materials. **Journal of Materials Science**, v. 18, p. 766-780, 1983.
- [40] CLAVAUD, B.; MARTIN-CALLE, S.; MATHIA, T.; Abrasion – experimental approach: an attempt to take into account field conditions. In: UNITECR. **Proceedings...** p. 1550-1561, São Paulo, Brasil, 1993.
- [41] VENABLE JR, C. R. Erosion resistance of ceramic materials for petroleum refinery applications. **American Ceramic Soc Bulletin**, v. 38, n. 7, p. 363-368, 1959.
- [42] SANTOS, V. A. A.; GONÇALVES, L. R. G.; GALLO, J.; MEDEIROS, J.; PANDOLFELLI, V. C.; What affects the erosion resistance of refractory castables?. **Refractories Applications and News**, v. 14, n. 6, p. 9-16, 2009.

- 
- [43] SHIPWAY, P. H.; HUTCHINGS, I. M.; The role of particle properties in the erosion of brittle materials. **Wear**, v. 193, p. 105-113, 1996.
- [44] CROWLEY, M. S.; Influence of particle size on erosion resistance of refractory concretes. **American Ceramic Soc Bulletin**, v. 48, n. 7, p. 707-710, 1969.
- [45] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS **C704**. Test method for abrasion resistance of refractory materials at room temperature, Annual Book of ASTM Standards.
- [46] WIEDERHORN S. M.; ROBERTS D. E.; A technique to investigate high temperature erosion of refractories. **American Ceramic Soc Bulletin**, v. 55 (2), p. 185-189, 1976.
- [47] HAM, A. L.; YEOMANS, J. A.; WATTS, J. F.; Elevated temperature solid particle erosion of silicon carbide continuous fibre reinforced calcium aluminosilicate glass-ceramic matrix composite. **Wear**, v. 203-204, p. 387-392, 1997.
- [48] ZHOU, J.; BAHADUR, S.; Erosion characteristics of alumina ceramics at high temperatures. **Wear**, v. 181-183, p. 178-188, 1995.
- [49] HEUER, V.; WALTER, G.; HUTCHINGS, I. M.; High Temperature erosion of fibrous ceramic components by solid particle impact. **Wear**, v. 233-235, p. 257-262, 1999.
- [50] HUTCHINGS, I. M.; Ductile-brittle transitions and wear maps for the erosion and abrasion of brittle materials. **J. Phys. D: Appl. Phys.**, v. 25, p. 212-221, 1992.
- [51] VERSPUI, M. A.; SLIKKERVEER, P. J.; SKERKA, G. J. E.; OOMEN, I., WITH, G.; Validation of the erosion map for spherical particle impacts on glass. **Wear**, v. 215, p. 77-82, 1998.
- [52] LAWN, R.; **Fracture of brittle solids**. Cambridge University Press. Cambridge, p. 253-257, 1993.
- [53] WENSINK, H.; ELWENSPOEK, M. C.; A closer look at the ductile-brittle transition in solid particle erosion. **Wear**, v. 253, p. 1035-1043, 2002.

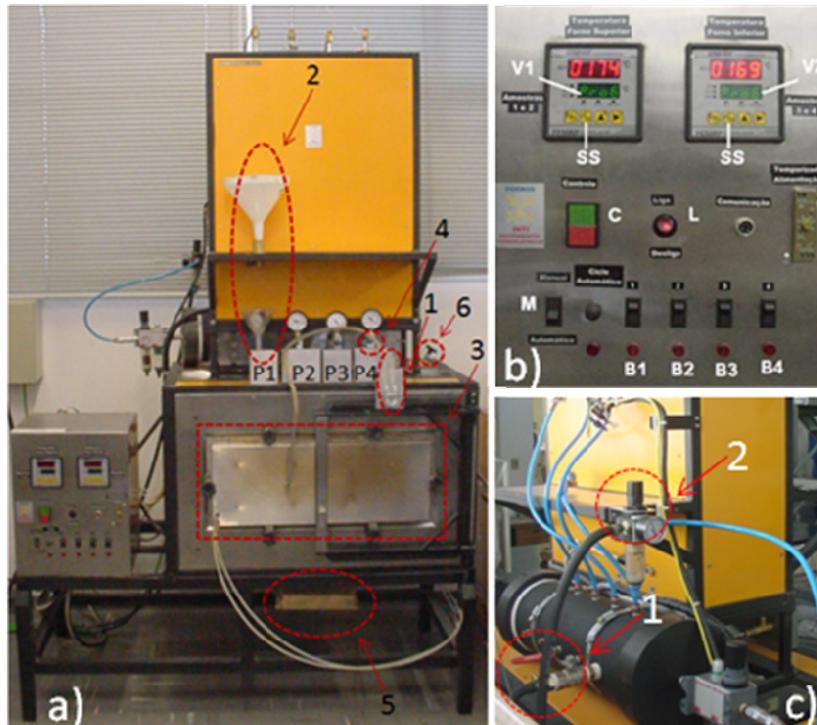
- 
- [54] SLIKERVEER, P. J.; BOUTEN, P. C. P.; VELD, F. H.; SCHOLTEN, H.; Erosion and damage by sharp particles. **Wear**, v. 217, p. 237-250, 1998.
- [55] SUCKLING, M.; ALLEN, C.; Critical variables in high temperature erosive wear. **Wear**, v. 203-204, p. 528-236, 1997.
- [56] AQUARO, D.; FONTANI, E.; Erosion of ductile and brittle materials, **Meccanica**, v. 36, p. 651-661, 2001.
- [57] ENGMAN, U.; Erosion testing of refractories – a new testing procedure. **Wear**, v. 186-187, p. 215-223, 1995.
- [58] BAAB, K. A.; KRANER, H. M.; Investigation of abrasion resistance of various refractories. **The Journal of the American Ceramic Society**, v. 31 (11), p. 293-298, 1948.
- [59] REID, D. R.; RUH, E.; Abrasion resistance of refractories. **American Ceramic Soc Bulletin**, v. 40, n. 7, p. 452-455, 1961.
- [60] BRÜGGMANN, C.; KRAUSE, O.; PÖSTSCHKE, J.; SIMMAT, R.; High temperature abrasion resistance of cement-based refractories. In: Internationales Feuerfest-kolloquium. **Proceedings...** Aachen, Germany, p. 35-39, 2005.
- [61] SIMMAT, R., BRÜGGMANN; C., KRAUSE, O.; PÖSTSCHKE, J.; High temperature abrasion resistance of refractory products. In: UNITECR'07. **Proceedings...** p. 514-517, Dresden, Germany, 2007.
- [62] BLUMENBERG, M.; KRAUSE, O.; PÖSTSCHKE, J.; A new method for testing abrasion resistance of refractory material at elevated temperature. In: 46<sup>th</sup> International Colloquium on Refractories. **Proceedings...** Aachen, German, 2003.
- [63] GAMMAL, A.; SPILLNER, M.; KOLLENBER, W.; New methods in hot refractories materials testing. In: 46th International Colloquium on Refractories. **Proceedings...** Aachen, German, 2003.
- [64] PENG, X.; SHI, G., WANG; X., SUN, J.; Research on abrasive resistance of several kinds of refractory products at elevated temperature. In: UNITECER/11° Biennal Worldwide Congress. **Proceedings...** CD-ROM, Salvador, Brasil, 2009.

- 
- [65] JAKOBSON, D.; GEMELLI, F.; GASSEN, F.; MEZZONO, G. P.; Medição de vazão com tubo de venturi, Porto Alegre: UFRGS/Dpto. de Engenharia Mecânica, 2004.
- [66] PILEGGI, R. G.; PANDOLFELLI, V. C.; PAIVA, A. E.; GALLO, J. B.; Novel rheometer for refractory castables. **American Ceramic Society Bulletin**, v. 79, p. 54, 2000.
- [67] RITTER, J. E. JR.; DAVIDGE, R. W.; Strength and its variability in ceramics with particular reference to alumina. **The Journal of the American Ceramic Society**, v. 67, n. 6, p. 432-437, 1984.



## APÊNDICE A

### Manual de instruções: ENSAIO DE EROSÃO A QUENTE



**Figura 1:** a) Vista frontal, b) controlador e c) vista traseira do erosímetro a quente.

#### ➤ Antes do ensaio

- ✓ Pesar 1 kg de partículas abrasivas, SiC (grão 36)\*, p/ cada ensaio a ser realizado.

**Obs.:** o material deve ser descartado após o uso.

- ✓ Retificar a face superior (a ser ensaiada) da amostra (tamanho padrão da amostra: 114x114x25 mm<sup>3</sup>)

**Obs.:** quando retificada a úmido, a amostra deve ser posteriormente mantida na estufa de 110°C, por 24h.

- ✓ Medir (altura, comprimento e espessura) e pesar a amostra ( $m_1$ ).

➤ **Inserção das amostras e programação dos fornos:**

1. Inserir as amostras na câmara de amostras [3, fig. 1a)].
2. Fechar a porta do forno apertando os parafusos alternadamente [3, fig. 1a)].
3. Ativar o botão vermelho, “liga/desliga”, para a posição LIGA [L, fig. 1b)]. O botão acenderá.
4. Acionar o botão verde [controle C, fig. 1b)]. Os painéis acenderão.

**Obs.:**

- o painel de programação localizado no lado esquerdo é responsável pela programação do forno superior e o do lado direito pela programação do forno inferior. As temperaturas indicadas em vermelho correspondem as temperaturas medidas nos respectivos fornos. Também é possível monitorar a temperatura em uma região mais próxima das amostras, escrito em verde no visor inferior [V1, amostras 1 e 2/V2, amostras 3 e 4, fig. 1b)].

- ao ligar o controlador (item 3), aparecerá no visor “Prog 6” o que indica que esse é o programa em execução. Apertando a tecla “F”, é possível visualizar os parâmetros que podem ser alterados. São eles: temperatura, taxa de aquecimento e patamar, respectivamente. Os próximos dois itens são referentes ao alarme, mas esta função está desativada. Apertando mais uma vez a tecla F aparecerá novamente no visor “Prog 6”.

5. Para ajustar os parâmetros de ensaio (após selecionar o parâmetro com a tecla F) deve-se usar as setas para direita (para selecionar o número a ser alterado) e as setas p/ cima (para variar o número em questão). Esse procedimento deve ser realizado para os dois fornos.

**Obs.:** a taxa máxima de aquecimento para o forno inferior (visor do lado direito) deve ser 10°C e a máxima temperatura 1015°C. Para o forno superior (visor do lado esquerdo) a taxa deve ser de, no máximo 15°C, e a

temperatura deve permanecer em 1100°C, independente da temperatura de ensaio.

6. Finalizada a programação dos dois fornos, apertar a tecla “F” até voltar para “Prog 6” e então apertar a tecla “ss”. A partir desse momento os fornos começaram aquecer seguindo a curva de aquecimento.
7. Após atingir a temperatura de ensaio é aconselhado aguardar aproximadamente 30 minutos antes de iniciá-lo, garantindo assim a estabilização dos fornos.

#### ➤ **Preparação**

- ✓ Verificar se o nível de água usado para medir a pressão interna está no zero (marca inferior). Se não estiver, completá-lo [1, fig. 1a)].
- ✓ Fechar a válvula que permite que o ar comprimido seja conduzido para o erosímetro a frio (válvula localizada atrás do erosímetro a quente) [1, fig. 1c)].
- ✓ Ligar a torre de refrigeração e colocar um aviso de “em uso” (sala da MTS).
- ✓ Abrir as duas válvulas (verdes) que localizadas na parede do lado direito do erosímetro a quente para liberar a passagem de água para refrigeração do equipamento.
- ✓ Posicionar o sistema de alimentação de partículas abrasivas na posição a ser realizado o ensaio (mesmas peças usadas no erosímetro a frio) [2 fig. 1a)].
- ✓ Conferir se botão MANUAL/AUTOMÁTICO do painel eletrônico está na posição neutra [M, fig. 1b)].

➤ **Ensaio**

**Obs.:**

- **Em caso de emergência o primeiro procedimento a seguir deve ser o desligamento da válvula geral de ar (localizada do lado esquerdo do equipamento) e na sequência desligar os fornos [L, fig. 1b)].**
  
  - **É indispensável o uso de máscara.**
  
  - As posições de ensaio devem seguir a sequência: 2, 4, 1 e 3 [P1/P2/P3 e P4, fig. 1ª)], pois ensaios anteriores mostraram que, ao ensaiar uma amostra, as amostras vizinhas são resfriadas. Portanto, seguindo esse procedimento, amostras vizinhas não são ensaiadas na sequência, minimizando dessa forma o resfriamento das mesmas.
  
  - O intervalo entre cada ensaio deve ser de, no mínimo 5 minutos, para garantir a reestabilização do reservatório de ar comprimido e da temperatura do forno.
8. Abrir a válvula geral de passagem de ar (localizada do lado esquerdo do equipamento).
  
  9. Abrir a válvula para liberação de passagem de ar (conectada por duas magueiras azuis na parte traseira do equipamento) referente a posição que se deseja realizar o ensaio.
  
  10. Abrir a válvula do vacuômetro referente a essa posição [4, fig. 1a)].
  
  11. Ajustar a pressão de vácuo (para tal procedimento, verificar na última página do caderno de uso do equipamento a pressão de vácuo adequada para cada posição de ensaio de acordo com a calibração mais recente do mesmo).

12. Verificar se a pressão interna do forno inferior está no nível desejado (marca superior) [1, fig. 1a)]. Caso não esteja, ajustá-la utilizando a válvula que controla a saída de ar [6, fig. 1a)].

13. Fechar a válvula do vacuômetro (item muito importante, pois a não realização desse procedimento pode resultar na inutilização do vacuômetro).

14. Colocar o funil de vidro na posição a ser realizado o ensaio [2, fig. 1a)].

15. Despejar o SiC no sistema de alimentação (interrompendo a passagem).

16. Permitir a passagem de SiC e cronometrar o ensaio (ASTM = 7' 30" ± 15").

**Obs.:** caso o tempo de ensaio não esteja dentro do intervalo aceito pela ASTM, desconsiderar o resultado.

➤ **Após o ensaio**

17. Fechar a válvula local a fim de interromper a passagem de ar (válvula localizada atrás do erosímetro).

**Se houver mais ensaios p/ serem realizados:**

18. Realocar o sistema de alimentação de partículas abrasivas na posição a ser realizado o ensaio.

19. Aguardar o tempo necessário (mínimo 5 minutos).

20. Repetir todos os passos a partir do item 9.

**Caso não haja mais nenhum ensaio a ser realizado:**

21. Fechar a válvula de ar geral (localizada do lado esquerdo do equipamento).

22. Desligar os dois fornos [*botões “ss”, fig. 1b*]. Para garantir que os fornos foram devidamente desligados, verificar se aparece “Prog. 6” escrito em verde nos painéis dos respectivos fornos [*V1 e V2, fig. 1b*]
23. Limpar, cuidadosamente, o equipamento e organizar o ambiente de trabalho, tomando o cuidado para não se queimar.
24. Aguardar o forno inferior atingir uma temperatura igual ou inferior a 140°C.
25. Desligar o controlador [*botão vermelho, C, e botão vermelho, L, fig. 1b*].
26. Desligar a bomba de refrigeração (sala da MTS).
27. Quando o forno atingir a temperatura ambiente, retirar as amostras e limpá-las.
28. Desprender a gaveta e limpar a parte interna do forno (retirando as partículas de SiC, que devem ser descartadas [*5, fig. 1a*]).
29. Limpar o equipamento com aspirador de pó e pano úmido e o chão com vassoura e pano úmido.
30. Pesar as amostras ( $m_2$ ).
31. Anotar os detalhes do ensaio no livro de uso do equipamento.

➤ **Cálculo do volume erodido, V, em cm<sup>3</sup>:**

$$V = (m_1 - m_2) / M_{\text{esp.}}$$

onde:

$m_1$  = massa inicial (g).

$m_2$  = massa final (g).

$M_{\text{esp.}}$  = densidade específica (g/cm<sup>3</sup>).

**HISTÓRICO DE PROBLEMAS E CAUSAS PROVÁVEIS:**

- ✓ Tempo total de ensaio fora do intervalo aceito pela norma ASTM C704 (7,5 min ± 15 seg.): granulometria do SiC ou inadequada regulagem do sistema de alimentação de partículas abrasivas [fig. 2].

**Obs.:** a regulagem deve ser realizada ajustando a vazão de partículas abrasivas variando a área de passagem de SiC, por meio de ajustes por meio do parafuso inferior.



Figura 2: sistema de alimentação de partículas abrasivas.

- ✓ Desprendimento do tubo de mulita: problemas na braçadeira, degradação da borracha de vedação (extremidade superior do tubo) ou inadequada vedação com barbante (extremidade inferior do tubo).
- ✓ Variação brusca no valor do volume erodido: Venturi furado.
- ✓ Redução da pressão de vácuo: Venturi furado.
- ✓ Não aquecimento do forno: resistência queimada.

- ✓ Barulho estranho durante aquecimento: poeira nas peças do controlador.
- ✓ Pressão interna muito baixa: má vedação do forno inferior (gaveta, ou região entre o forno e os tubos de alumina que revestem as resistências ou entre a estrutura do forno e os tubos de aço).
- ✓ Manutenção geral do equipamento
  - empresa: Inti
  - contatos: Hernan ou Rodinei (16-33712166 ou 16-91876837).

### **MATERIAIS DE CONSUMO**

- ✓ partículas abrasivas: SiC (grão 36)\*
  - empresa fornecedora: Saint Gobain/Barbacena (doação)
  - código do produto: SIK ABR IV A F36
  - contato: Marcus Vinícius ([marcus.magliano@saint-gobain.com](mailto:marcus.magliano@saint-gobain.com)).ou
  - empresa fornecedora: Traibacher/Salto (doação)
  - código do produto: BSICSK # 36
  - contato: Mauro Alexandro Américo
- ✓ Tubos de mulita (forno superior): ( $\varnothing_{ext.} = 10 \text{ mm}$ ,  $\varnothing_{int.} = 7 \text{ mm}$ , comp. = 1 m).
  - empresa fornecedora: CHR/São Carlos
  - contato: Heitor (16-3376-1616 ou [heitor@chrceramica.com.br](mailto:heitor@chrceramica.com.br))
- ✓ Placas de vidro para calibração: vidro soda cal (115 mm x 115 mm x 8 mm)\*\*\*
  - empresa fornecedora: JC Vidros/São Carlos
  - contato: Carlos (16-33717277)
- ✓ Venturi e peças guia: confeccionado por MBC Ferrametaria/São Carlos

- contato: Adilson (16-33069471/16-97159695).

✓ Tubos de aço (forno inferior): SC AISI 310S EXT 10,20X1,97X170MM

- empresa fornecedora: Salberga/São Paulo

- contato: Inês (11-20689944 ou [vendas@salaberga.com.br](mailto:vendas@salaberga.com.br))

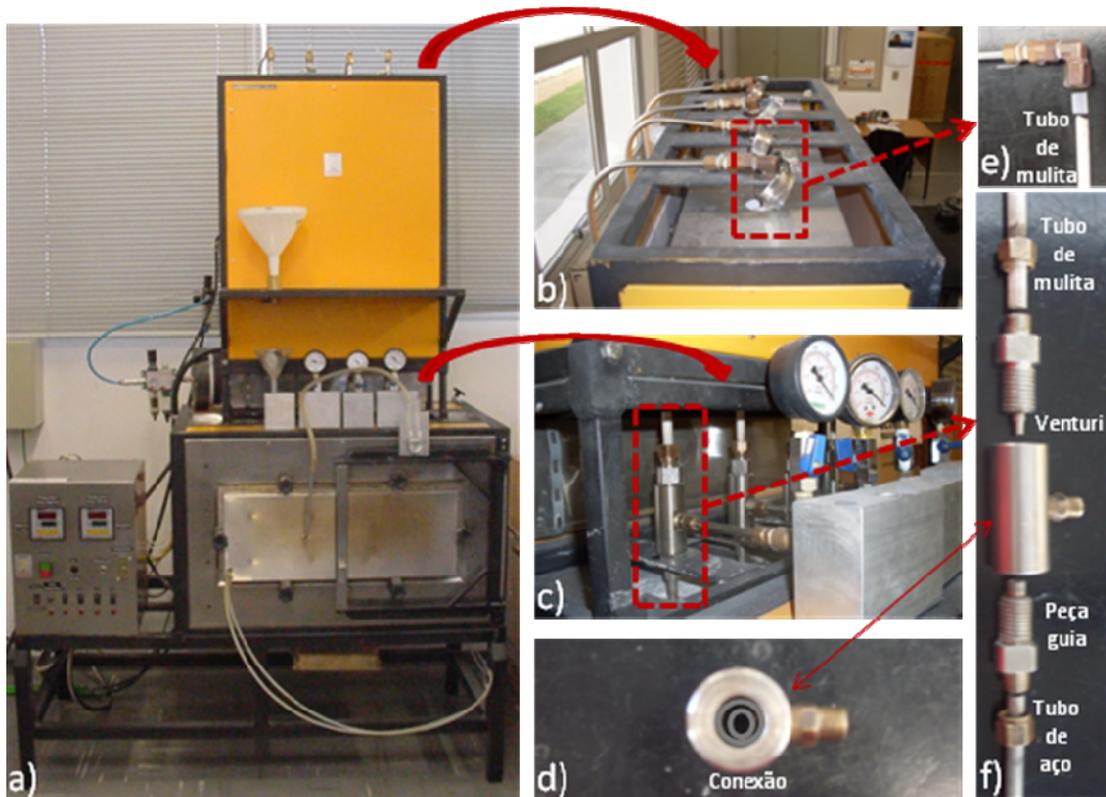
**Obs.:** após receber os tubos, pedir p/ o Adilson (contato: item acima) aumentar o diâmetro interno (6,3 → 7 mm).

✓ Barbante e borracha para vedação.

- empresa: Inti (doação)

- contatos: Hernan ou Rodinei (16-33712166 ou 91876837).

## MANUTENÇÃO DO EROSÍMETRO A QUENTE



**Figura 2:** *a) Visão geral do erosímetro a quente, b) vista superior do equipamento, c) região dos Venturis, d) vista superior da peça de conexão entre Venturi e peça guia, e) vedação na extremidade superior do tubo de mulita, f) montagem: tubo de mulita, Venturi, conexão, peça guia e tubo de aço.*

### Obs.:

- troca do tubo de aço: a cada 9 ensaios.
- troca do Venturi (ponta): a cada 27 ensaios (ou quando furar).
- troca da peça guia (ponta): a cada 54 ensaios.

### ➤ Desmontagem do equipamento:

1. Desconectar os vacuômetros (rosca de contato com a peça conexão) [fig. 2c].

2. Afrouxar as braçadeiras que prendem a parte superior dos tubos de mulita [Fig. 2b)] e desconectar as mangueiras azuis (parte traseira do erosímetro).
3. Desrosquear as roscas que prendem a parte inferior dos tubos de mulita no Venturi e retirar o barbante de vedação [Fig. 2c)].
4. Puxar (por cima) o tubo de mulita.
5. Desrosquear o Venturi, desprendendo-o da peça conexão [Fig. 2c)].
6. Trocar o Venturi, quando necessário.
7. Desrosquear a peça conexão, desprendendo-a da peça guia [Fig. 2c)].
8. Retirar o conjunto tubo de aço/peça guia.
9. Desrosquear as roscas que prendem o tubo de aço na peça guia e retirar o barbante de vedação.
10. Substituir o tubo de aço.
11. Rosquear o tubo de aço no tubo guia, com auxílio do barbante de vedação.
12. Rosquear o conjunto peça guia/tubo de aço na peça conexão.  
Obs.: verificar a posição correta (a peça guia deve ser rosqueada no lado cujo diâmetro interno da peça conexão é maior e o Venturi do lado no qual esse diâmetro é menor) [Fig. 2d)].
13. Encaixar esse sistema adequadamente no erosímetro a quente de forma a garantir que o tubo fique faceado com o teto do forno inferior.

14. Rosquear o Venturi na peça conexão.
15. Posicionar a rosca no tubo de mulita, encaixar o tubo de mulita no Venturi e força-lo até que este encontre o fundo da peça do Venturi.
16. Rosquear o tubo de mulita no Venturi, com auxílio do barbante de vedação (tomar cuidado p/ não trincar o tubo de mulita).
17. Conectar a válvula de passagem de ar com as mangueiras azuis (atrás do erosímetro a quente).
18. Ligar o ar e abrir a válvula das mangueiras azuis da posição em questão e verificar se não há vazamento em nenhuma das regiões de conexões (se houver, eliminá-los).
19. Interromper a passagem de ar (fechando a válvula das mangueiras azuis, atrás do erosímetro a quente).
20. Apertar as braçadeiras [Fig. 2b)].
21. Conectar os vacuômetros na peça conexão.