

# Utilização de Alumina na Fabricação de Isoladores Elétricos para Alta Tensão

**A.R. Studart<sup>1</sup>, L.L. Dias<sup>1</sup>, V.C. Pandolfelli<sup>1</sup>, J.A. Rodrigues<sup>1</sup>,  
B.A. Menegazzo<sup>2</sup>, M.R.D. Maurício<sup>3</sup>**

*<sup>1</sup>Universidade Federal de São Carlos, DEMa, Rod. Washington Luís km 235,  
C.P. 676, 13565-905 São Carlos - SP*

*<sup>2</sup>Alcoa Alumínio S.A., Div. Prod. Quím., Rod. Poços/Andradas km 10, C.P. 128,  
37701-970 Poços de Caldas - MG*

*<sup>3</sup>Isoladores Santana S.A., Rua Antônio Pedro 645, 13920-000 Pedreira - SP*

**Resumo:** Isoladores elétricos são de fundamental importância na transmissão de energia a longa distância. Nos últimos 25 anos, a massa tradicional quartzosa passou a ser substituída pela aluminosa devido às características de altas resistências mecânica e elétrica requeridas pelos isoladores para uso em alta tensão.

Três formulações básicas, alterando as características da alumina utilizada, foram preparadas e avaliadas. Os resultados relativos às etapas de filtro-prensagem, extrusão, secagem e sinterização utilizando essas composições são apresentados e discutidos neste trabalho.

**Palavras-chave:** alumina, porcelana, isoladores, coríndon

## Introdução

A expansão das redes de transporte e distribuição de energia elétrica, ocorrida nos últimos anos, passou a exigir o aumento do tamanho dos isoladores elétricos, uma vez que redes com tensões cada vez mais elevadas precisavam ser isoladas. No entanto, a fabricação de isoladores elétricos de grande porte é condicionada à otimização das propriedades mecânicas da peça. Desta maneira, empenhou-se fortemente, a partir de 1945, na pesquisa de novas matérias-primas que pudessem elevar a resistência mecânica dos isoladores. Neste desenvolvimento, muitos pesquisadores investigaram o efeito da substituição do quartzo por alumina como constituinte refratário da porcelana<sup>1</sup>, objetivando a eliminação das tensões residuais presentes no corpo queimado provocadas pela transformação de fase  $\alpha \rightarrow \beta$  do quartzo durante a queima da peça.

Austin e seus colaboradores<sup>2</sup>, em 1946, detectaram que a substituição promove uma melhoria acentuada das características mecânicas dos isoladores.

No entanto, a substituição industrial do quartzo pela alumina afeta variáveis importantes do processo como a retração dimensional das peças. Estas alterações não são tão

drásticas quando se emprega a alumina eletrofundida. Isso viabilizou, a partir de 1970, o emprego de alumina eletrofundida na fabricação de isoladores elétricos para alta tensão.

A alumina calcinada tem características morfológicas e químicas diferentes da alumina eletrofundida. No entanto, acredita-se que existam teores ótimos de alumina calcinada que possam ser adicionados à massa sem que os parâmetros do processo sejam fortemente alterados, permitindo a redução dos custos de fabricação dos isoladores. Neste estudo, a substituição parcial da alumina eletrofundida (50% em peso) apresentou resultados similares aos da composição mais comumente utilizada nos dias de hoje.

## Procedimento Experimental

As massas de porcelana pesquisadas continham 19% em peso de argila, 18% de caulim, 24% de feldspato e 39% de alumina.

Três composições foram avaliadas neste trabalho: uma constituída unicamente por alumina eletrofundida (E100), outra formada apenas por alumina calcinada (C100), e uma outra com substituição parcial (50% em peso) da alumina eletrofundida por alumina calcinada (E50C50). As alumi-

nas calcinada e eletrofundida utilizadas foram a APC 3017 e a ALO EK8R/200F da Alcoa, respectivamente.

Inicialmente, realizou-se a moagem/mistura das matérias-primas até que a suspensão formada (com cerca de 56% em peso de sólidos) atingisse uma granulometria com 95% das partículas abaixo da malha #325. As barbotinas foram então filtro-prensadas, formando rígidas tortas de aproximadamente 50 cm de diâmetro. As tortas foram desaeradas em uma extrusora à vácuo e parte delas foi submetida a um ensaio reológico para a avaliação da etapa de extrusão do processo.

O restante da torta desaerada forneceu, após extrusão, tarugos de aproximadamente 32 mm de diâmetro e 120 mm de comprimento que foram submetidos a testes de secagem. Os tarugos secos foram sinterizados em um forno industrial a uma temperatura máxima de 1270 °C, num ciclo total de 72 h.

A etapa de filtro-prensagem foi avaliada através de um teste de drenagem da suspensão que foi descarregada do moinho. No teste utilizou-se um molde de gesso de seção quadrada para colagem de placas. O experimento consiste na medida do tempo necessário para que a água da suspensão seja drenada pelo molde. A medida de tempo é tomada desde o vertimento da barbotina sobre o molde até o desaparecimento total da película de água sobrenadante da suspensão. Computa-se, ao final, a quantidade mássica de suspensão que pôde ser drenada no tempo medido, o que é expresso pela taxa de drenagem.

O ensaio reológico em que se avaliou a etapa de extrusão foi efetuado em um viscosímetro de compressão Elken, modelo KT M8.1. O teste consistiu na medida da viscosidade das tortas desaeradas para diferentes taxas de cisalhamento.

O teste de secagem consistiu no acompanhamento da secagem ao ar dos tarugos durante 18 h ininterruptas, sob condições de temperatura e umidade relativa do ar rigidamente controladas (23 °C e 50%, respectivamente). Este tempo, em um ensaio preliminar, foi suficiente para que os tarugos atingissem uma umidade de aproximadamente 12%, a qual confere aos corpos a consistência necessária para a sua usinagem. Medidas de massa, diâmetro e comprimento dos tarugos foram tomadas a cada 2 h. Além deste ensaio efetuou-se posteriormente a secagem completa dos tarugos para uma melhor avaliação do comportamento da taxa de secagem dos corpos.

As características físicas dos tarugos verdes foram determinadas através do método de Arquimedes, com imersão em querosene por 48 h.

Com relação à etapa de sinterização, determinou-se as retrações longitudinal e diametral após a queima dos tarugos. Os corpos sinterizados foram então submetidos à caracterização física pela técnica de Arquimedes, com imersão em água por 48 h. A resistência mecânica final dos tarugos com e sem esmalte foi determinada através de um ensaio

de flexão a três pontos em uma máquina universal de ensaios mecânicos MTS, modelo 810. A superfície de fratura dos corpos quebrados foi observada em um microscópio eletrônico de varredura. A técnica de porosimetria de mercúrio foi utilizada para a análise da distribuição de tamanho dos poros dos tarugos sinterizados. Foram realizados ainda ensaios de dilatometria nas amostras do tarugo verde, com o objetivo de analisar as etapas da sinterização dos corpos.

## Resultados e Discussões

### Moagem

Com relação ao tempo de moagem, a adição de alumina calcinada à massa acelerou esta etapa do processo, uma vez que os aglomerados policristalinos e porosos deste tipo de alumina são mais facilmente cominuídos do que as partículas monocristalinas duras e pouco porosas das aluminas eletrofundidas.

Durante a moagem, ocorre a destruição parcial dos aglomerados de alumina calcinada, originando novas partículas na forma de plaquetas de diâmetro médio de 3 a 4 µm (monocristais de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>).

A viscosidade das suspensões após a moagem é controlada pelo teor de sódio solúvel e pela morfologia das partículas de alumina. Os íons sódio dissolvidos na suspensão atuam sobre as matérias-primas argilosas, promovendo a separação dos aglomerados de illita e caulinita e a clivagem basal dos argilominerais de montmorilonita. Este fenômeno eleva o número de partículas individualizadas por unidade de volume da suspensão, incrementando a viscosidade da barbotina<sup>3</sup>. O efeito morfológico está associado à porosidade interna das partículas de alumina, que retém água da barbotina, reduz a quantidade de líquido interparticular e, conseqüentemente, eleva a viscosidade da suspensão. Este efeito foi observado para as composições contendo alumina calcinada.

Todas as barbotinas preparadas apresentaram comportamento pseudoplástico.

### Filtro-prensagem

A Tabela 1 mostra que maiores teores dissolvidos de sódio reduzem a filtrabilidade das suspensões. Acredita-se que os íons de sódio liberados pela alumina na suspensão promovam a defloculação das partículas do meio, o que acarreta um melhor empacotamento destas partículas durante a sua sedimentação. Desta forma, a água das suspensões contendo maiores teores de sódio é mais difícil de ser drenada pelo molde, o que justifica as menores taxas de drenagem destas suspensões.

A morfologia das partículas de alumina determina a umidade da torta filtro-prensada, como mostra a Tabela 1. As composições contendo alumina calcinada (E50C50 e C100) têm suas tortas mais úmidas após esta etapa. Isto

**Tabela 1.** Parâmetros importantes da etapa de filtro-prensagem.

Parâmetros	Composições		
	E100	E50C50	C100
Taxa de drenagem (g/min)	0.36	0.58	0.55
Teor de sódio contido na água de filtragem (ppm)	160	98	97
Umidade (%)	18.2	18.8	20.0

pode ser atribuído à maior área superficial específica da alumina calcinada em relação à alumina eletrofundida, para um mesmo tamanho de partícula.

### Extrusão

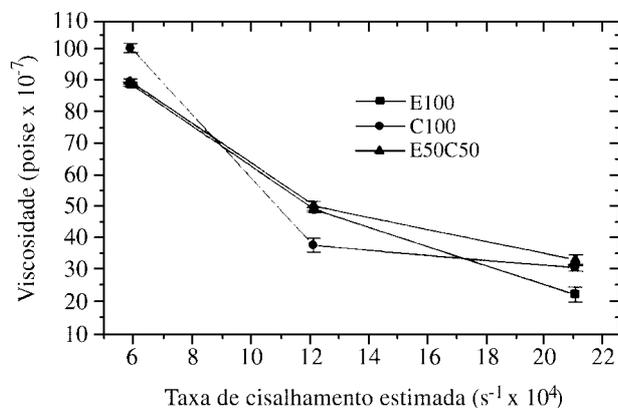
No ensaio reológico das tortas filtro-prensadas todas as composições estudadas apresentaram comportamento pseudoplástico, como mostra a Fig. 1. Este gráfico mostra que, para taxas de cisalhamento entre  $6,0 \times 10^{-4}$  e  $1,2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , não houve diferenciação significativa entre as composições E100 e E50C50.

Nesta etapa do processo, as partículas lamelares de argila são orientadas na direção do fluxo viscoso, posicionando-se longitudinalmente nos tarugos extrudados. As partículas lamelares de alumina calcinada, geradas durante a moagem, contribuem para esta orientação, aumentando a anisotropia dos corpos por ela constituídos.

### Secagem

O comportamento dos tarugos de todas as composições durante a etapa de secagem foi bastante similar, como mostra a Fig. 2. Nas primeiras 40 h do processo, os corpos apresentaram taxa de secagem praticamente constante. Nas horas restantes, a taxa decaiu exponencialmente até a secagem total dos tarugos.

A retração de secagem dos tarugos, tanto na direção longitudinal como na diametral, não foi significativamente afetada pelo tipo de alumina utilizada. Todos os corpos

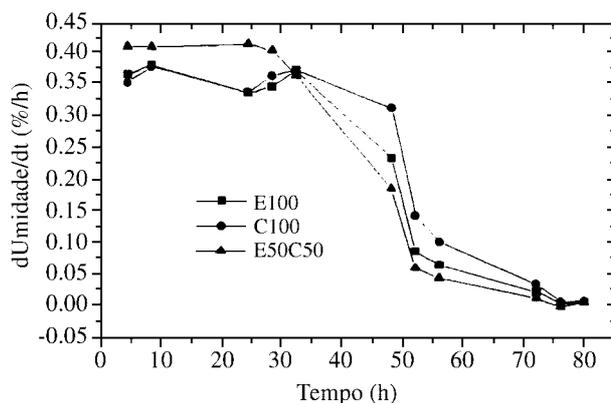


**Figura 1.** Comportamento reológico das tortas filtro-prensadas.

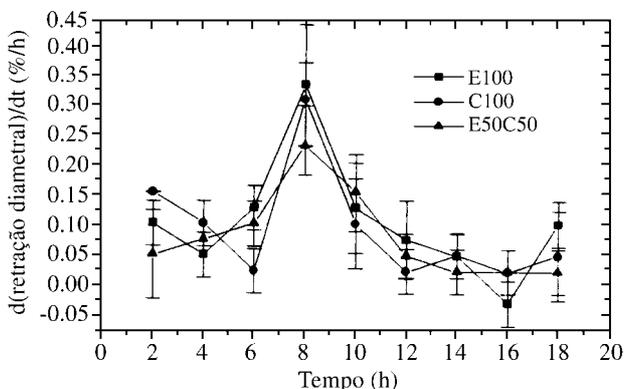
apresentaram acentuada anisotropia, com maior retração na direção longitudinal dos tarugos.

A Fig. 3 mostra que a evolução da taxa de retração do diâmetro dos corpos apresenta um forte pico após cerca de 8 h de secagem, o que torna este período do processo bastante vulnerável ao aparecimento de trincas e fissuras na peça. Isto sugere que exista também um período crítico de secagem para os tarugos de dimensões reais, que pode ser facilmente determinado analisando-se a taxa de secagem do corpo com o tempo. Detectados os tempos críticos deste processo, poderia-se forçar a secagem durante os períodos mais tênues, reduzindo o oneroso tempo gasto nesta etapa.

A caracterização cerâmica dos tarugos verdes mostrou que a porosidade e a densidade aparentes variam linearmente com o teor de alumina calcinada contido nestes corpos. Os tarugos da composição E100 e C100 apresentaram porosidade de 33,8% e 37,5%, respectivamente. Como as distribuições granulométricas das massas precursoras destes corpos são bastante semelhantes, espera-se que não haja acentuadas diferenças de empacotamento das partículas destas composições. Desta forma, o fator morfológico das partículas de alumina determina as características físicas dos corpos verdes. Ou seja, embora os



**Figura 2.** Evolução da taxa de secagem dos tarugos até 80 h.



**Figura 3.** Evolução da taxa de retração diametral dos tarugos até as primeiras 18 h de secagem.

espaços vazios da microestrutura, associados à inexistência de um empacotamento perfeito, sejam semelhantes para todas as composições, as partículas de alumina calcinada detêm uma porosidade interna inerente que contribui para a porosidade total dos tarugos em que ela é utilizada.

### Sinterização

A retração dimensional dos tarugos sinterizados foi maior para os corpos contendo alumina calcinada, como mostra a Tabela 2.

A porosidade a verde e o grau de densificação superiores dos tarugos das composições E50C50 e C100 determinaram a elevada retração dimensional destes corpos. Durante a queima, ao contrário da etapa de secagem, a retração diametral superou a retração longitudinal dos corpos.

Acredita-se que as partículas da alumina calcinada utilizada, por serem constituídas por cristais primários de pequeno tamanho (3  $\mu\text{m}$ ), tornam-se muito reativas a altas temperaturas e são mais facilmente dissolvidas na fase líquida formada durante a sinterização. Esta dissolução aumenta a viscosidade do líquido<sup>4</sup>, o que impede que os poros e espaços vazios da microestrutura sejam totalmente preenchidos por esta fase, podendo prejudicar a densificação do corpo.

A caracterização física dos tarugos sinterizados confirmaram estas hipóteses, já que as peças contendo alumina calcinada, apesar de apresentarem maior retração dimensional, não alcançaram a mesma densidade daquelas constituídas por alumina eletrofundida (2,738  $\text{g}/\text{cm}^3$  e 2,785  $\text{g}/\text{cm}^3$ , respectivamente). No entanto, todas as composições apresentaram valores superiores aos exigidos pela norma IEC-672-3 para porcelanas aluminosas de alta resistência. Os tarugos da composição E50C50 apresentaram densidade aparente de 2,770  $\text{g}/\text{cm}^3$ , valor muito próximo aos 2,785  $\text{g}/\text{cm}^3$  encontrados para a composição E100.

A análise microestrutural das superfícies de fratura e a distribuição de tamanho dos poros das peças queimadas confirmaram a presença, nos tarugos da composição C100, de aglomerados de alumina calcinada que não tiveram sua porosidade interna eliminada durante a sinterização devido à superior viscosidade da fase líquida presente.

As Figs. 4, 5 e 6 apresentam a distribuição de tamanho de poros das peças queimadas para cada uma das composições.

As peças contendo apenas alumina calcinada, cujo processo de densificação foi supostamente prejudicado pela maior dissolução de alumina na fase líquida formada durante a sinterização, apresentaram uma microestrutura final

**Tabela 2.** Retração de queima dos tarugos (%).

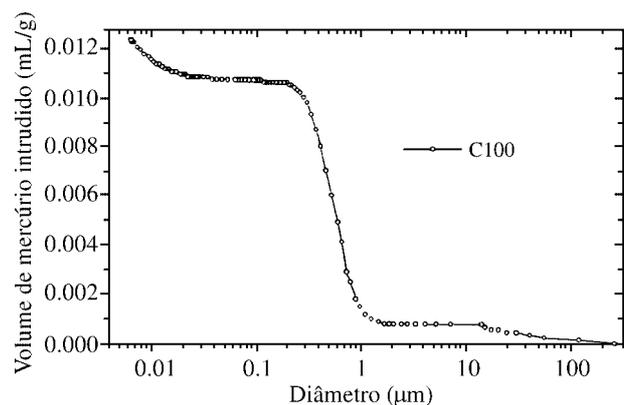
	E100	E50C50	C100
Direção longitudinal	8.7	9.8	10.4
Direção diametral	12.7	13.5	14.3

com poros de diâmetro médio em torno de 0,5  $\mu\text{m}$ , como mostra a Fig. 4.

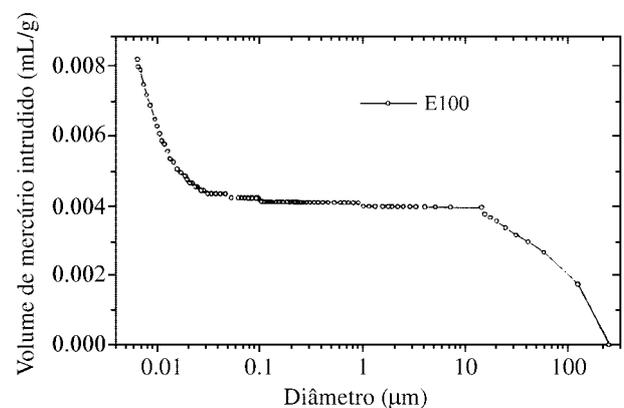
No caso da composição contendo apenas alumina eletrofundida, acredita-se que houve uma menor dissolução de alumina na fase vítrea formada na sinterização, o que reduziu a viscosidade deste líquido auxiliar da densificação do corpo. Dessa maneira, a microestrutura final das peças da composição E100 apresentou poros de diâmetro inferior a 0,01  $\mu\text{m}$ , decorrentes do processo de densificação do corpo; e poros de diâmetro médio em torno de 120  $\mu\text{m}$ , decorrentes da coalescência de uma parcela dos poros, como mostra a Fig. 5.

A Fig. 6 mostra que a composição contendo 50% de cada tipo de alumina apresentou um estágio intermediário de sinterização, onde parte da microestrutura se densificou, originando poros menores que 0,01  $\mu\text{m}$ ; alguns poros coalesceram, alcançando diâmetros maiores que 100  $\mu\text{m}$ ; e uma outra parcela dos poros permaneceu com diâmetro médio em torno de 0,5  $\mu\text{m}$ .

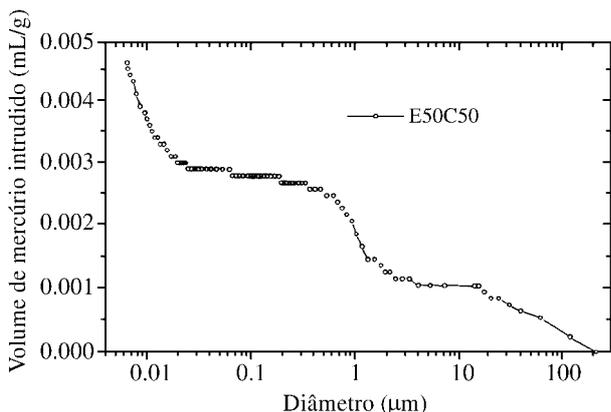
Os resultados de módulo de ruptura dos tarugos sinterizados com e sem esmalte também superaram os valores exigidos pela norma IEC-672-3, como mostra a Fig. 7.



**Figura 4.** Distribuição de tamanho de poros das peças queimadas da composição C100.



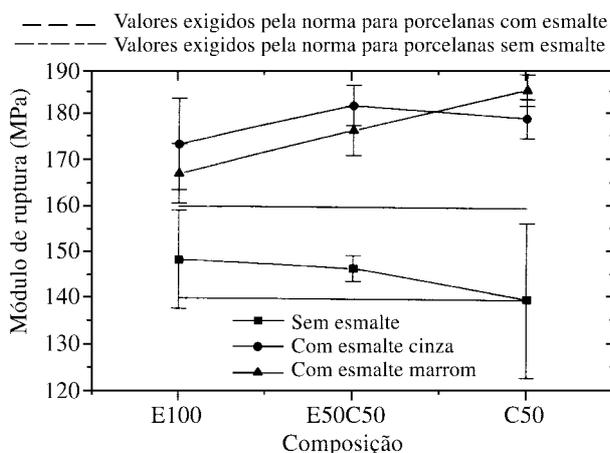
**Figura 5.** Distribuição de tamanho de poros das peças queimadas da composição E100.



**Figura 6.** Distribuição de tamanho de poros das peças queimadas da composição E50C50.

Acredita-se que a resistência mecânica dos tarugos sem esmalte tenha sido determinada pelo efeito conjunto do tamanho de grão e da quantidade de poros para as composições contendo alumina calcinada, já que, de acordo com as micrografias observadas, as composições contendo alumina eletrofundida, de maior resistência mecânica, apresentaram poros maiores porém mais espaçados entre si e em menor número.

Com a esmaltação das peças houve a eliminação da rugosidade superficial dos tarugos, o que beneficiou os corpos contendo alumina calcinada (vide Fig. 7). A resistência mecânica de corpos esmaltados é controlada pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica do esmalte e do tarugo sem esmalte. O esmalte sempre permanece sob compressão após a sinterização, já que seu coeficiente é inferior. Acredita-se, então, que a adição de alumina calcinada tenha alterado a composição final de fases dos corpos sem esmalte, de forma a elevar o seu coeficiente de expansão térmica. Esta alteração aumentaria a compressão exercida sobre o esmalte e, conseqüentemente, a resistência mecânica da peça.



**Figura 7.** Resistência mecânica dos tarugos sinterizados com e sem esmalte.

## Conclusões

As massas de porcelana estudadas apresentaram comportamento pseudoplástico, independentemente do seu teor de água.

A alumina eletrofundida, por ter maior teor de sódio solúvel, retarda a etapa de filtro-prensagem. A difícil cominuição de suas partículas atrasa também a etapa de moagem. No entanto, o tempo total dispendido no processo não é afetado pelo tipo de alumina utilizada, já que na etapa de secagem, que é a mais dispendiosa, não houve diferenciação entre as composições estudadas.

A substituição total da alumina eletrofundida exigiria que algumas variáveis do processo fossem alteradas, assim como um redimensionamento das peças em virtude da maior retração dimensional dos corpos formados inteiramente por alumina calcinada.

O aumento da temperatura ou tempo de queima, a utilização de uma alumina calcinada formada por partículas primárias maiores, a adição de uma maior quantidade de fundentes à massa ou a pré-moagem destes para o aumento de sua reatividade seriam algumas das alternativas possíveis para superar os efeitos morfológicos e de reatividade que impediram a completa densificação da composição contendo a alumina calcinada. Acredita-se que tais medidas resultariam em isoladores elétricos com propriedades superiores às daqueles atualmente produzidos, já que foi observado neste trabalho que a utilização de alumina calcinada eleva a resistência mecânica das peças esmaltadas.

O teor de sódio solúvel, a morfologia e a reatividade das partículas de alumina são características determinantes do comportamento cerâmico das porcelanas elétricas.

A substituição parcial (50%) da alumina eletrofundida pode ser realizada sem que as condições de processamento sejam significativamente alteradas, o que implicaria em uma considerável redução de custos do processo.

## Agradecimentos

Os autores pertencentes à UFSCar agradecem ao CNPq.

## Referências Bibliográficas

- Goulart, E.P.; Jordão, M.A.P.; Souza, D.D.D.; Kiyohara, P.K. "Correlação entre o comportamento mecânico e a microestrutura de porcelanas com teores crescentes de alumina", *Cerâmica* **1990**, V. 36, p. 32-40.
- Austin, C.R.; Schofield, H.Z.; Haldy, N.L. "Alumina in Whiteware" *J. Am. Cer. Soc.* **1946**, V. 29, n. 12, p. 341-354.
- Santos, P.S. "Tecnologia de argilas" 1975, V. 1, p. 92-125.
- Urbain, G.; Cambier, F.; Deletter, M.; Anseau, M.R. "Viscosity of Silicate Melts", *Trans. Br. Cer. Soc.* **1981**, V. 80, p. 139-141.