

# Desenvolvimento de porcelana quartzosa para isoladores elétricos de alta tensão

*Developing of quartz-based porcelain for high-voltage electric insulators*

Alan Neves Bonetti

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de  
Materiais (PGMAT)  
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC).  
Florianópolis – SC [Brasil]  
alan@pigma.com.br

Jony C. Tomelin

Departamento de Engenharia Mecânica (EMC)  
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC).  
Florianópolis – SC [Brasil]  
jonytomelin@gmail.com

Orestes Estevam Alarcon

Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de  
Materiais (PGMAT)  
Departamento de Engenharia Mecânica (EMC)  
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC).  
Florianópolis – SC [Brasil]  
orestes@emc.ufsc.br

Antônio Pedro Novaes de Oliveira

Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais (PGMAT)  
Departamento de Engenharia Mecânica (EMC)  
Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC).  
Florianópolis – SC [Brasil]  
pedronovaes@emc.ufsc.br

Dachamir Hotza

Doutor em Engenharia;  
Laboratório Interdisciplinar de Materiais – Labmat;  
Departamento de Engenharia Mecânica – EMC;  
Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC.  
Florianópolis – SC [Brasil]  
hotza@pq.cnpq.br

A tecnologia de fabricação de isoladores elétricos para alta tensão foi desenvolvida tradicionalmente utilizando-se composições de porcelana quartzosa. O objetivo deste trabalho foi desenvolver uma massa cerâmica quartzosa IEC 672 C-110 para isoladores de alta tensão que atenda a norma internacional IEC 672 C-120. Para tanto, comparou-se uma formulação industrial de referência com duas formulações alternativas, com teores mais elevados de  $Al_2O_3$  e menores de quartzo livre. A etapa de moagem foi também otimizada em relação ao tempo e resíduo. As matérias-primas foram caracterizadas por FRX e DRX. As massas foram caracterizadas por distribuição granulométrica e, após a queima, por DRX e MEV. Os produtos sinterizados apresentaram resistência mecânica na ordem de 70 MPa para a massa padrão e 100 a 110 MPa para as massas alternativas. As massas cerâmicas quartzosas IEC 672 C-110 desenvolvidas atenderam as especificações da norma internacional IEC 672 C-120.

**Palavras-chave:** Isoladores elétricos de alta tensão.  
Massas cerâmicas. Porcelana.

The fabrication technology of high-voltage ceramic insulators was traditionally developed by using quartz-based porcelain compositions. The objective of this work was to develop an IEC 672 C-110 quartz-based ceramic body for high-voltage insulators according to IEC 672 C-120. Thus, a reference industrial formulation was compared with two alternative formulations, which show higher alumina and lower free quartz contents. The milling step was also optimized related to time and residue. The raw materials were characterized by XRF and XRD. Ceramic bodies were characterized by laser diffraction and, after firing process, by XRD and SEM. The sintered samples show mechanical strength of about 70 MPa for the standard ceramic body and 100-110 MPa for the alternative ones. The quartz-based ceramic bodies (IEC 672 C-110) developed are in good agreement with the IEC 672 C-120 international standard.

**Key words:** Ceramic bodies. High-voltage electric insulators. Porcelain.



## 1 Introdução

Os isoladores elétricos têm como função garantir o isolamento de fios e cabos energizados em redes de baixa e alta tensão, sendo de fundamental importância na transmissão de energia a longa distância. Tendo em vista a importância da energia elétrica para a sociedade moderna, torna-se necessário o aprimoramento constante dos materiais utilizados para este fim.

As massas cerâmicas para isoladores elétricos são baseadas em um sistema triaxial. Nos vértices do triângulo estão posicionados os componentes que formam a estrutura do produto (refratários), que permitem a conformabilidade (plásticos) e que promovem a densificação por via de formação de fase líquida (fundentes). Podem-se citar quartzo e alumina como matérias-primas refratárias; argilas e caulins como plásticos; e feldspatos e nefelina como fundentes (CHINELATTO; SOUZA, 2004).

A troca de quartzo por alumina reduz a diferença do coeficiente de expansão térmica entre a fase vítrea e a fase cristalina. Em consequência, a possibilidade de trincamento (não dicionarizado: sugestão: trincadura) decresce e a resistência mecânica da porcelana é aumentada (LIEBERMANN, 2003). O acréscimo de 20% de alumina em uma cerâmica triaxial, à custa do quartzo, melhora as propriedades mecânicas sem afetar a retração e sem grandes modificações na temperatura e ciclo de queima (IQBAL; LEE, 2000). A utilização de nefelina normalmente aumenta a resistência mecânica. Esta matéria-prima, além de conter menos quartzo livre, resulta em uma matriz vítrea cujo coeficiente de expansão térmica é mais próximo ao do quartzo, reduzindo o problema de inversão de fase mineralógica no resfriamento (CARTY; SENAPATI, 1998). A seleção de materiais fun-

dentos e plásticos que possuam baixos teores de quartzo livre é desejável, já que a inversão polimórfica do quartzo no resfriamento causa trincas em torno das partículas de quartzo, que possui coeficiente de dilatação térmica maior ( $23 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ) que da fase vítrea ( $3 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ), prejudicando o desempenho mecânico da porcelana (LIEBERMANN, 2001; Richerson, 1992). A substituição da alumina por bauxita foi estudada e apresentou melhores resultados e vantagens econômicas. No entanto, a bauxita deve possuir algumas características como teores de alumina (coríndon) em torno de 85%, tamanho médio de partícula (10  $\mu\text{m}$ ), distribuição de 2  $\mu\text{m}$  a 20  $\mu\text{m}$ , isentas de partículas de quartzo e com baixos teores de  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , menores que 4% (LIEBERMANN, 2002).

O tamanho de partícula do quartzo também é importante, devendo seu tamanho final ficar entre 10  $\mu\text{m}$  e 30  $\mu\text{m}$ . Isto pode ser obtido da otimização do seu tamanho inicial, sendo este influenciado pela quantidade de quartzo dissolvido na fase vítrea, que por sua vez é consequência do ciclo térmico e composição química da batelada, em particular da quantidade de álcalis.

A argila sinterizada é benéfica à microestrutura da porcelana quartzosa, pois gera maior quantidade da fase cristalina mulita, proveniente da transformação da metacaulinita, além de ser fonte de alumina (65%) e possuir baixo teor de óxido de ferro (<2%).

Atualmente, a norma internacional IEC 672 apresenta três classes de isoladores: C110, a base de quartzo; C120, a base de alumina; e a C130, também a base de alumina, mas possuindo propriedades diferenciadas. Essa classificação está apresentada na Tabela 1.

Neste trabalho, objetiva-se desenvolver uma massa classificada como C110, mas com propriedades mecânicas conforme C120.

**Tabela 1: Propriedades das porcelanas não esmaltadas**

Classificação	Resistência mecânica (MPa)	Densidade aparente (g/cm <sup>3</sup> )
C110	50	2,2
C120	90	2,3
C130	140	2,5

Fonte: IEC 60672, 1995.

## 2 Procedimento experimental

As matérias-primas utilizadas na realização deste trabalho foram caracterizadas tal que a composição química, fases presentes e a quantidade de quartzo livre foram determinadas.

A análise química das matérias-primas foi realizada por fluorescência de raios X em um equipamento Phillips (modelo PW 2400 XRF). Os resultados estão apresentados na Tabela 2.

A determinação das fases cristalinas foi realizada por difratometria de raios x em um equipamento Philips X'Pert (PW 3710), fonte de Cu ( $\alpha$ ), passo de 0,05° e tempo de 1s por passo. Em uma etapa sucessiva, as fases cristalinas foram identi-

ficadas de acordo com os referenciais encontrados no JCPDS (*Joint Committee for Diffraction Standards*). Os resultados são apresentados na Tabela 3.

Para determinar o quartzo livre, nas matérias-primas e/ou nas massas formuladas, foi utilizado o método de Chung (1974). Neste caso, os materiais de referência utilizados, de elevada pureza (99,99%), foram quartzo e alumina. Os resultados foram: argila A (20%), argila B (6%), argila C (18%), caulim A (3%), caulim B (3%), caulim C (14%), feldspato (4%), quartzo (37%). As matérias-primas argila sinterizada, bauxita calcinada e nefelina não apresentaram quartzo livre.

A partir dos dados obtidos da literatura fez-se o planejamento das atividades experimentais. Primeiramente fez-se um estudo da otimização da granulometria da massa-padrão por meio do controle de resíduos de moagem em malha #325 (53  $\mu$ m) comparativamente com o padrão adotado na massa-padrão em malha 200 (75  $\mu$ m).

Posteriormente, minimizou-se o teor de quartzo livre na massa por meio da substituição de matérias-primas plásticas com elevados teores de quartzo livre e a substituição parcial do felds-

**Tabela 2: Análise química das matérias-primas**

Matéria prima	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	MgO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	MnO	TiO <sub>2</sub>	Pfogo
<b>Argila A</b>	62,36	21,76	0,14	3,80	1,08	2,41	0,05	0,15	0,02	0,98	7,25
<b>Argila B</b>	50,57	31,90	0,10	0,76	0,06	1,93	0,07	0,10	0,02	1,47	13,01
<b>Argila C</b>	65,41	22,12	0,11	1,76	0,18	1,45	0,05	0,03	0,03	1,10	7,75
<b>Caulim A</b>	45,94	39,01	0,10	0,56	0,00	0,25	0,07	0,12	0,01	0,03	13,93
<b>Caulim B</b>	46,28	37,84	0,11	0,18	0,00	1,25	0,20	0,01	0,02	0,18	13,90
<b>Caulim C</b>	65,46	22,35	0,09	2,09	0,17	1,31	0,05	0,09	0,02	0,86	7,51
<b>Feldspato</b>	65,41	19,40	4,40	9,34	0,00	0,03	0,20	0,52	0,02	0,02	0,65
<b>Nefelina</b>	57,85	22,92	11,20	5,69	0,01	0,60	0,27	0,04	0,25	0,10	1,09
<b>Quartzo</b>	92,10	5,15	0,12	0,46	0,13	0,19	0,05	0,03	0,01	0,18	1,60
<b>Argila sinterizada</b>	29,80	65,00	0,00	0,58	0,00	1,81	0,05	0,00	0,00	2,75	0,00
<b>Bauxita calcinada</b>	9,40	84,00	0,20	0,20	0,20	1,80	0,20	0,00	0,00	4,00	0,00

Fonte: Os autores.



**Tabela 3: Caracterização mineralógica das matérias primas**

Matérias-primas	Fases				
	Quartzo	Caulinita	-	Muscovita	-
Argila A	Quartzo	Caulinita	-	Muscovita	-
Argila B	Quartzo	Caulinita	-	-	-
Argila C	Quartzo	Caulinita	-	Hematita	-
Caulim A	Quartzo	Caulinita	Haloisita	-	-
Caulim B	Quartzo	Caulinita	Haloisita	-	-
Caulim C	Quartzo	Caulinita	Haloisita	-	-
Feldspato	Quartzo	Ortoclásio	Albita	-	-
Nefelina	-	-	Albita	-	Nefelina
Quartzo	Quartzo	-	-	-	-
Argila sinterizada	-	Corindon	Mulita	Hematita	-
Bauxita calcinada	-	Corindon	Mulita	Hematita	-
Massa padrão	Quartzo	-	Mulita	-	-
					Vítrea

Fonte: Os autores.

pato por nefelina. Para maximizar o teor de  $Al_2O_3$  da massa, substituiu-se parcialmente o quartzo por bauxita ou por argila sinterizada.

Obtiveram-se duas formulações, sendo uma baseada na substituição parcial do refratário a base de quartzo por bauxita e a outra pela substituição correspondente por argila sinterizada, com cerca de 70% de alumina. As formulações, em termos de percentual de matérias-primas, podem ser observadas na Tabela 4.

As barbotinas foram obtidas do processo de moagem a úmido em moinho de laboratório. Para a primeira etapa, em que se estudou o efeito da granulometria do quartzo, fez-se o controle de re-

síduo na malha (#200), conforme massa-padrão e na malha (#325) para se obter distribuição granulométrica adequada. A distribuição foi determinada por peneiramento e por difração a laser (Cilas 1064L). Os resultados da distribuição granulométrica por difração a laser estão apresentados na Tabela 5.

**Tabela 5: Distribuição granulométrica**

Fração de partículas abaixo	Massa padrão (#200)	Massa padrão (#325)
10%	1,07 mm	0,98 mm
50%	6,94 mm	5,28 mm
90%	26,40 mm	17,77 mm
100%	56,00 mm	36,00 mm

Fonte: Os autores.

**Tabela 4: Formulações das massas**

Matérias-primas	Massa padrão	C110-10	C110-12
Argila A	-	5	5
Argila B	6	8	8
Argila C	12	5	5
Caulim A	-	16	16
Caulim B	6	16	16
Caulim C	26	-	-
Feldspato	28	20	20
Nefelina	-	8	8
Quartzo	22	10	10
Argila sinterizada	-	12	-
Bauxita calcinada	-	-	12
Quartzo livre (%)	15,1	7,7	7,7

Fonte: Os autores.

Observa-se que a distribuição granulométrica das duas massas é similar. No entanto, a massa-padrão (#200) possui 10% de partículas entre 26,40 mm e 56,00 mm, partículas essas de quartzo que possuem tamanho maior que o aconselhável na literatura e que minimizam a resistência mecânica das porcelanas.

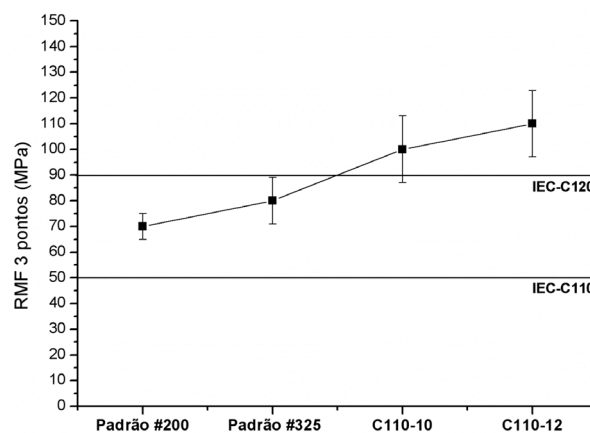
Os corpos de prova de geometria cilíndrica foram conformados por processo de colagem em molde de gesso. A secagem dos corpos de prova foi feita em estufa a temperatura de 110°C, e mo-

nitorado o peso até que este ficasse constante. As peças foram queimadas em ciclo industrial em forno túnel, num total de 30 horas, com patamar de 3h a 1250°C.

### 3 Resultados e discussão

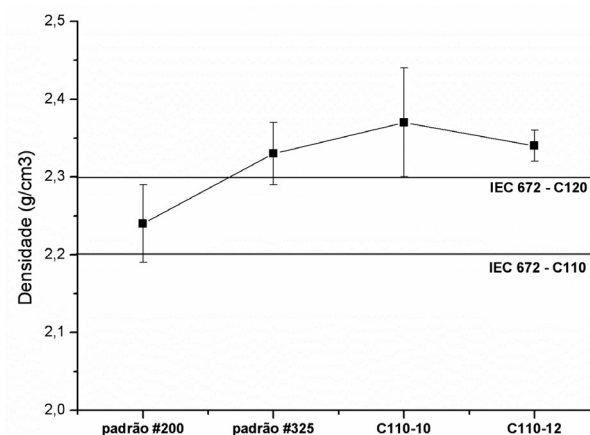
A Figura 1 mostra os valores de resistência mecânica à flexão a 3 pontos (Netzsch GmbH, modelo 401), obtidos de uma amostragem de 10 corpos de prova para cada composição estudada. As linhas paralelas indicam a resistência mecânica especificada pela norma internacional IEC 672 para massas não esmaltadas das classes C110 e C120. Os valores mostraram-se superiores para a massa cujo controle de resíduos foi efetuado na malha #325, demonstrando consistência com os argumentos teóricos referentes à diminuição do tamanho das partículas de quartzo. O procedimento de otimização da massa-padrão em termos de substituição total ou parcial de matérias-primas, aliado à utilização de uma granulometria final da barbotina mais fina, possibilitou a obtenção de massas com resistência mecânica à flexão superiores a da massa-padrão, concordando com a literatura.

A densidade pós-queima (Figura 2) foi obtida do método da imersão em água. O valor apresentado corresponde à média de 5 amostras. O aumento significativo da densidade pós-queima da massa-padrão (#325) em relação à massa (#200) está relacionado à granulometria das barbotinas. Possivelmente isso ocorre em função do menor tamanho das partículas do feldspato que, apresentando área de superfície específica maior, sinterizam mais rapidamente, ou ainda pela obtenção de uma maior densificação a verde, em função da granulometria mais fina dos materiais não plásticos. Nas massas com substituição parcial do quartzo, a relação se dá com a alumina (coríndon) que possui maior densidade que o quartzo.



**Figura 1: Resistência mecânica à flexão a 3 pontos**

Fonte: Os autores.



**Figura 2: Densidade após a queima**

Fonte: Os autores.

O difratograma de raios x das amostras testadas destacou as fases presentes em cada massa pós-queima, representadas na Tabela 6.

**Tabela 6: Fases presentes nas massas queimadas**

Amostra	Fases			
	Quartzo	Mulita	Vítrea	-
Massa Padrão (#200)	Quartzo	Mulita	Vítrea	-
Massa Padrão (#325)	Quartzo	Mulita	Vítrea	-
C110 - 10	Quartzo	Mulita	Vítrea	Alumina
C110 - 12	Quartzo	Mulita	Vítrea	Alumina

Fonte: Os autores.



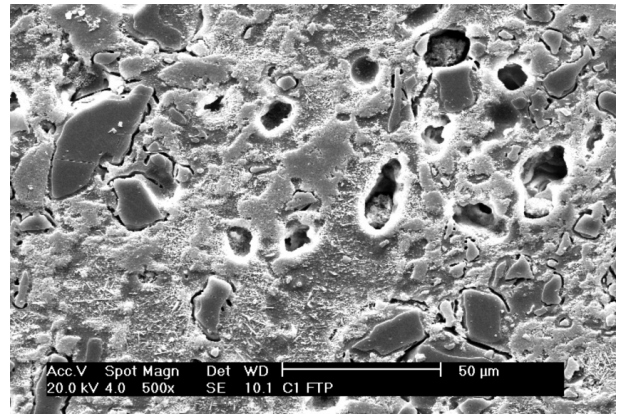
Os maiores resultados de resistência mecânica da massa C110-12 em relação à massa C110-10, mostrada na Figura 1, são função da maior cristalinidade observada nessa massa, conforme os espectros de raios x, onde o difratograma referente à massa C110-12 é caracterizado por apresentar cristalinidade maior que a da massa C110-10.

As micrografias foram obtidas da microscopia eletrônica de varredura (Philips, modelo XL-40), por meio da análise da superfície da seção transversal do corpo de prova tipo pino submetida à flexão. Por meio de microanálise química (EDX), foram identificadas as fases presentes no material.

A Figura 3 apresenta a microestrutura obtida da formulação da massa padrão, onde se observa uma quantidade de partículas relativamente grosseiras do quartzo, da ordem de 40  $\mu\text{m}$ , dispersas na matriz, bem como a presença de trincas periféricas ocasionadas pela transformação alotrópica do quartzo.

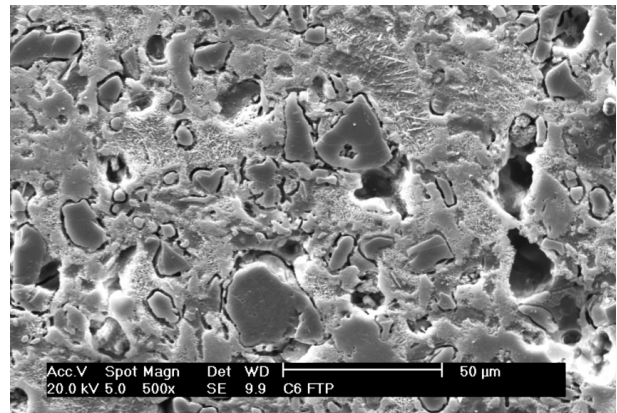
A Figura 4 apresenta a microestrutura da massa-padrão com granulometria otimizada. Pode-se observar partículas relativamente menores ( $\sim 25\mu\text{m}$ ) aquelas da massa-padrão #200, apresentando também trincamento na matriz. Como as partículas observadas são menores, as trincas produzidas pelo quartzo tendem a ser igualmente menores. A presença de partículas finas de quartzo ( $>20\mu\text{m}$ ) indica que estas foram parcialmente dissolvidas pelo líquido durante a sinterização, com a conseqüente formação de maiores quantidades de mulita. A melhoria da resistência mecânica observada pode estar relacionada à diminuição do tamanho inicial do *filler* na matriz.

A Figura 5 apresenta a microestrutura da massa C110-10, com substituição parcial do quartzo por argila sinterizada. Observou-se a presença de partículas de alumina ( $\sim 20\ \mu\text{m}$ ) dispersas na matriz. A seção analisada apresentou ainda partículas de quartzo (Figura 6), bem como elevada quantidade de mulita primária e secundária.



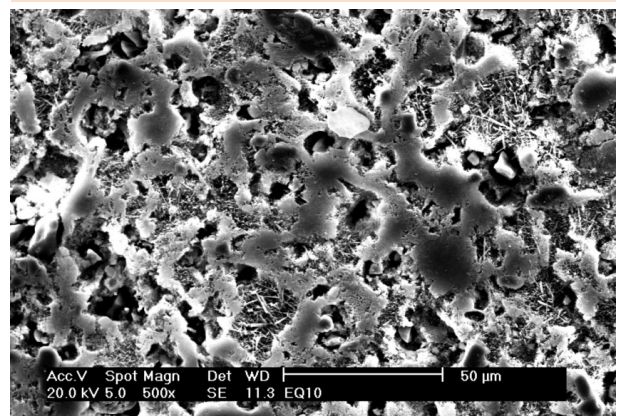
**Figura 3: Padrão #200 (HF, 15 min)**

Fonte: Os autores.



**Figura 4: Padrão #325 (HF, 15 min)**

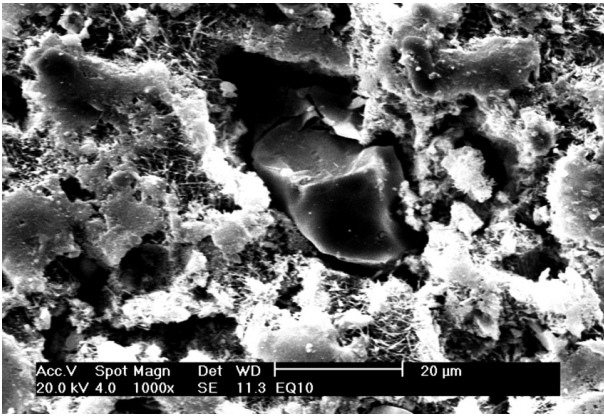
Fonte: Os autores.



**Figura 5: C110-10 (HF, 15 min.)**

Fonte: Os autores.

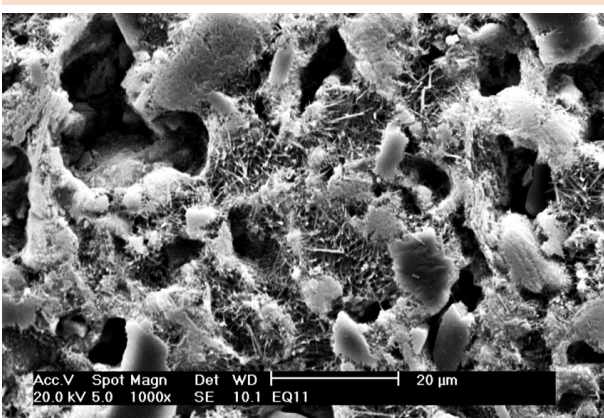
As Figuras 7 e 8 referem-se à composição C-110-12. Pôde-se observar a presença de partícu-



**Figura 6: C110-10 (HF, 15min.)**

Fonte: Os autores.

las de quartzo (10 a 20  $\mu\text{m}$ ), bem como partículas de alumina e de mulita primária e secundária.



**Figura 7: C110-12 (HF, 15min.)**

Fonte: Os autores.



**Figura 8: C-110-12 (HF, 15 min.)**

Fonte: Os autores.

A baixa quantidade de quartzo encontrada na análise das amostras das formulações C-110-10 e C-110-12, em relação à massa-padrão, possivelmente indica que o mesmo foi amplamente solubilizado pela fase líquida presente durante o processo de sinterização, em função do aumento da cinética de dissolução (partículas de quartzo iniciais menores) e a maior agressividade do líquido formado, pela presença de nefelina. Desta forma, o número de defeitos gerados pela transformação displasiva do quartzo foram minimizados. Não obstante, a adição da nefelina tende a aproximar o coeficiente de dilatação térmica da matriz vítrea ao do quartzo, minimizando a geração de defeitos. Estas observações estão de acordo com os resultados de resistência mecânica à flexão.

## 4 Conclusões

As propriedades mecânicas das porcelanas elétricas são amplamente influenciadas pelo coeficiente de expansão térmica das fases, fases e distribuição das fases presentes, e tamanhos das fases cristalinas formadas.

A otimização da granulometria do quartzo, por meio da moagem e controle por peneiramento na malha (#325) proporcionou aumento na resistência mecânica e maior densificação da massa-padrão.

O aumento do teor de alumina da massa-padrão pela incorporação de bauxita e argila sinterizada resultou em melhores propriedades. Isso ocorreu em função da alumina possuir maior resistência mecânica que o quartzo e não possuir transformação polimórfica que ocasionam trincas na microestrutura do material.

A substituição de parte do feldspato por nefelina contribuiu para o aumento da resistência mecânica em função da menor diferença do coeficiente de expansão térmica em relação ao quartzo



e por diminuir o teor de quartzo livre da massa, assim como a formulação das massas com menores teores de quartzo livre pela seleção dos materiais plásticos com essa característica.

As massas cerâmicas quartzosas com classificação IEC 672 C-110 desenvolvidas atendem as especificações da norma internacional IEC 672 C-120.

## Agradecimentos

Os autores agradecem à empresa Porcelanas Industriais Germer S.A, à CAPES e ao CNPq.

## Referências

CARTY, M.W.; SENAPATI, U. *J. Am. Ceram. Soc.* 81, 1, 3-20, 1998.

CHINELATTO, A. L.; SOUZA, D. P. F. *Cerâmica*. 50, 62-68, 2004.

CHUNG, H. J. *Appl. Crystall.* 7, 519-525, 1994.

IEC 60672. Ceramic and glass insulating materials – Parts 1, 2 and 3, International Electrotechnical Commission (IEC), 1995.

IQBAL, Y.; LEE, W. E. J. *J. Am. Ceram. Soc.* 83, 12, 3121-27, 2000.

LIEBERMANN, J. *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 80, 6/7, 37-41, 43-48, 2001.

LIEBERMANN, J. *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 82, 2, 39-46, 2004.

LIEBERMANN, J.; SCHULLE, W. *Amer. Ceram. Soc. Bull.*, 81, 2, 33-38, 2002.

RICHERSON, D.W. *Modern Ceramic Engineering*, 2. ed., M. Dekker, New York, 1992.

Recebido em 1 jun. 2009 / aprovado em 2 out. 2009

### Para referenciar este texto

BONETTI, A. N. et al. Desenvolvimento de porcelana quartzosa para isoladores elétricos de alta tensão. *Exacta*, São Paulo, v. 7, n. 2, p. 187-194, 2009.