

A versão colorida deste artigo pode ser baixada do site www.ceramicaindustrial.org.br

Deformação Piroplástica de Porcelanatos

Fábio G. Melchiades^a, Anselmo O. Boschi^a*, Lisandra R. dos Santos^a,

Michele Dondi^b, Chiara Zanelli^b, Mariano Paganelli^c, Vittorio Mercurio^c

^aLaboratório de Revestimentos Cerâmicos – LaRC, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, São Carlos, SP, Brasil ^bIstituto di Scienza e Tecnologia dei Materiali Ceramici – CNR-ISTEC, Faenza, Itália ^cExpert System Solutions, Modena, Itália *e-mail: daob@ufscar.br

Resumo: A deformação piroplástica pode ser definida como a deformação sofrida por uma peça cerâmica provocada por forças de gravidade e devido ao seu próprio peso durante o ciclo térmico perdendo assim o seu formato original. Esse tipo de deformação está relacionado com o excesso de fase líquida ou à baixa viscosidade da mesma no decorrer da queima e, por esse motivo, ocorre frequentemente em produtos de alta vitrificação como os porcelanatos. O desenvolvimento de novos produtos de grandes dimensões e espessuras cada vez menores tem agravado o aparecimento desse fenômeno. O objetivo do presente trabalho foi identificar as principais variáveis responsáveis pela deformação e sugerir alternativas para reduzi-la. No presente estudo foram caracterizadas seis composições típicas de porcelanatos e foi verificado que a substituição de algumas matérias-primas utilizadas na composição de massas de porcelanatos pode contribuir significativamente para reduzir a deformação piroplástica.

Palavras-chave: porcelanatos, deformação piroplástica, índice de piroplasticidade.

1. Introdução

O fenômeno da deformação piroplástica tem se tornado especialmente importante na indústria de revestimentos cerâmicos em vista do aumento da produção de porcelanatos, de peças cada vez maiores e de menor espessura, dos formatos retangulares, além da utilização de fundentes enérgicos e matérias-primas não plásticas com granulometria fina. A combinação desses fatores tem contribuído para aumentar consideravelmente a incidência da deformação piroplástica^{1,2}.

Na literatura há um grande número de publicações relacionadas à fluência (deformação a altas temperaturas) de óxidos cerâmicos e deformação piroplástica em louças de mesa³. Entretanto a aplicação dos ensinamentos dessa literatura no controle industrial da deformação piroplástica é dificultada pelo fato de que as conclusões de considerável parte desses trabalhos só são válidas para condições e/ou materiais específicos. Nesse cenário, no que se refere ao universo dos revestimentos cerâmicos, apesar do elevado número de estudos sobre o tema, a maioria das empresas ainda sofre perdas consideráveis devido à deformação piroplástica.

A deformação piroplástica ocorre quando, durante a queima, há a formação de abundante quantidade de fase líquida, que se torna vítrea no resfriamento, o que é comum em produtos de alta vitrificação como os porcelanatos⁴. Intuitivamente pode-se dizer que a deformação piroplástica depende fundamentalmente do volume e características da fase líquida na temperatura de queima e das características da estrutura porosa na qual a mesma é alojada⁵⁻⁹.

Nesse cenário o objetivo do presente trabalho foi contribuir para a identificação das variáveis mais efetivas no controle da deformação piroplástica de porcelanatos. Para isso buscou-se identificar as principais variáveis que afetam o índice de piroplasticidade e como as mesmas afetam esse índice.

2. Procedimento Experimental

Foram selecionadas matérias-primas industriais comumente utilizadas na fabricação de porcelanatos a partir das quais seis massas típicas foram desenvolvidas. Na composição padrão, denominada de 51, foram utilizados feldspatos sódicos e potássicos (Na Feldspato G e Na-K Feldspato G), comumente utilizados na indústria de revestimentos cerâmicos, com partículas relativamente grosseiras, além das demais matérias-primas normalmente empregadas em massas para a produção dessa tipologia de produto. Como pode ser visto na Tabela 1, partindo-se dessa composição padrão, as demais massas foram formuladas substituindo-se 5% em massa de cada um dos dois tipos de feldspatos grosseiros, ou seja, um total de 10%, por outro tipo de matéria-prima e granulometria diferente. O objetivo dessas alterações foi estudar os efeitos da composição químico/mineralógica dos não plásticos e das características físicas (granulometria) dos mesmos sobre a deformação piroplástica.

Nas massas 52 e 53 os 10% dos feldspatos foram substituídos por quartzo grosseiro (Quartzo G) e fino (Quartzo F), respectivamente. Na composição 54 os 10% dos feldspatos foram substituídos por feldspato potássico de grãos finos (K Feldspato F). Nas composições 55 e 56 as substituições foram uma combinação das anteriores.

A composição química das massas foi avaliada por fluorescência de raios X e perda ao fogo a 1000 °C.

As condições de preparação das massas foram ajustadas para que as mesmas apresentassem características semelhantes às massas industriais. Nesse sentido, a granulometria fina foi alcançada através de moagem em moinho de bolas com 50% de água e 0,6% de defloculante. O tempo de moagem foi ajustado para que o resíduo em malha ASTM #325 (45 μ m) ficasse entre 0,5 e 2,0%. As barbotinas foram secas em estufa a 110 °C por 24 horas. Posteriormente, as massas foram desagregadas com almofariz e pistilo, umidificadas até 6,5% de umidade e, após 24 horas de descanso, para assegurar a homogeneidade da umidade, as massas estavam prontas para prensagem.

Corpos de prova na forma de "barrinhas" foram compactados uniaxialmente em prensa automática NANNETTI a 450 kg.f/cm² com molde de dimensões $6,0 \times 2,0$ cm e secos em estufa a 110 °C por

Tabela 1. Porcentagens das matérias-primas utilizadas nas composições.

Matérias-primas	Formulações						
(%)	51	52	53	54	55	56	
Caulim	25	25	25	25	25	25	
Argilas	12	12	12	12	12	12	
Bentonita	4	4	4	4	4	4	
Talco	4	4	4	4	4	4	
Zirconita	3	3	3	3	3	3	
Na Feldspato G	26	21	21	21	21	21	
Na-K Feldspato G	26	21	21	21	21	21	
Quartzo G	-	10	-	-	5	-	
Quartzo F	-	-	10	-	-	5	
K Feldspato F	-	-	-	10	5	5	

24 horas. As densidades aparentes à seco foram medidas utilizando-se balança analítica e o volume aparente por método geométrico.

As curvas de gresificação foram obtidas avaliando-se a absorção de água (AA) e retração linear de queima (RLq) dos corpos de prova em quatro temperaturas diferentes. As curvas de gresificação permitiram a determinação das temperaturas de máxima densificação (T_{md}), correspondem à máxima RLq. As condições de queima para todas as amostras foram: taxa de aquecimento de 60 °C/min. e tempo de permanência na máxima temperatura de 8 minutos.

Além das caracterizações já mencionadas, as amostras queimadas à temperatura da máxima taxa de densificação (T_{md}) foram caracterizadas por meio dos seguintes ensaios: porosidade aberta ou porosidade aparente (P_{ap}) ; densidade da peça queimada (D_q) (ISO 10545-3); porosidade total $(PT = 100 \times (1 - D_q/PE))$, e com o peso específico (PE) determinado por picnometria em gás He (ASTM C-329); porosidade fechada $(PF = PT - P_{ap})$; identificação e quantificação das fases formadas após a queima determinadas por difração de raios X no pó e interpretação pelo método RIR-Rietveld¹⁰; composição química da fase vítrea subtraindo-se da composição da peça as contribuições de cada fase identificada, e; propriedades da fase vítrea a altas temperaturas (tensão superficial, viscosidade) e a temperatura ambiente (densidade), pelo princípio da aditividade⁴.

A deformação piroplástica de corpos de prova, prensados uniaxialmente a 450 kg.f/cm² em molde de dimensões $10,0 \times 1,0$ cm, foi determinada por dois métodos:

- Teste de flexão em três pontos na T_{md}, utilizando-se o ciclo de queima cujos parâmetros foram anteriormente mencionados, com uma distância (L) de 8,0 cm entre os apoios e determinando-se o índice de piroplasticidade (IP = 4 × h² × S/3 × L⁴), onde s é o arco de curvatura e h é a espessura do corpo de prova;
- Por meio do flexímetro ótico da Expert System Solutions Fleximeter, onde é possível monitorar continuamente o processo de deformação durante a queima, com taxa de aquecimento de 30 °C/min até 1205 °C permanecendo 5 minutos nessa temperatura e com distância entre apoios de 7,0 cm. Os resultados permitem o cálculo da viscosidade uniaxial (E_p) expressa em Pascal segundo (Pa.s) (EP = $5 \times D_q \times g \times L^4/32 \times \delta_{max} \times h^2$), onde g é a aceleração da gravidade e δ_{max} é a taxa de máxima deflexão^{11,12}.

Os resultados do flexímetro ótico foram expressos como máxima deflexão δ em paralelo com o IP, calculada como deflexão na T_{md} mais $\delta_{max} \times 480s$ para contar como tempo de patamar.

3. Análise e Discussão dos Resultados

A análise dos resultados foi feita em duas partes com objetivos complementares. O objetivo da primeira parte foi identificar as principais variáveis que determinam o índice de piroplasticidade. O

Formulações	51	52	53	54	55	56	i.e.
Densidade	1,830	1,838	1,801	1,803	1,770	1,829	±0,002
(g cm ⁻³)							

i.e. = incerteza experimental.

Tabela 3. Composição química das peças queimadas de cada formulação.											
% em	51	51 52 53		54	55	56	i.e.				
massa											
SiO_2	66,98	69,42	69,42	66,10	67,75	67,75	±0,25				
ZrO_2	2,06	2,05	2,05	2,05	2,05	2,05	±0,02				
TiO ₂	0,31	0,31	0,31	0,31	0,31	0,31	±0,01				
Al_2O_3	22,44	21,25	21,25	23,11	22,18	22,18	±0,20				
Fe ₂ O ₃	0,85	0,83	0,83	0,83	0,83	0,83	±0,02				
MgO	1,89	1,73	1,73	1,73	1,73	1,73	±0,02				
CaO	1,35	1,05	1,05	1,06	1,06	1,06	±0,02				
Na ₂ O	3,39	2,68	2,68	2,98	2,83	2,83	±0,02				
K ₂ O	0,70	0,63	0,63	1,79	1,21	1,21	±0,02				
P ₂ O ₅	0,03	0,03	0,03	0,04	0,04	0,04	±0,01				

Tabela 4. Identificação e quantificação das fases formadas após a queima.

	-	-	-			-	-
Fases	51	52	53	54	55	56	i.e.
Quartzo	17,0	21,0	17,0	14,0	18,0	16,0	±0,5
Mulita	13,0	12,0	11,0	11,0	13,0	12,0	±0,5
Feldspato	2,0	2,5	2,0	2,0	2,5	3,0	±0,25
Zircão	3,0	2,5	2,0	3,0	2,5	2,0	±0,25
Fase vítrea	65,0	62,0	68,0	70,0	64,0	67,0	±1,0

objetivo da segunda parte foi buscar explicações para os diferentes comportamentos apresentados pelas composições estudadas.

3.1. Primeira parte: identificação das principais variáveis

De acordo com a literatura, três variáveis principais afetam o comportamento da peça durante a queima no que diz respeito à deformação piroplástica:

- A densidade aparente da peça, que estabelece o volume de poros disponível para alojar a fase líquida;
- O volume de fase líquida formado na máxima temperatura de densificação; e
- A natureza da fase líquida.

Desse modo, buscou-se correlações entre as variáveis, densidade aparente a seco, o volume e natureza da fase vítrea, e a propriedade, índice de piroplasticidade. As Tabelas 2 a 6 apresentam os resultados obtidos.

3.1.1. Efeito da densidade aparente da peça antes da queima sobre o índice de piroplasticidade:

Como esperado, as alterações nas matérias-primas resultaram em alterações das densidades dos compactos verdes prensados a pressão fixa, isso pode ser observado na Tabela 2.

Como mostra a Figura 1, muito embora a composição 56 e, em menor extensão, a composição 54, tenham apresentado um certo desvio, de um modo geral, a densidade aparente após a queima foi influenciada pela densidade aparente antes da queima. Assim, quanto maior a densidade aparente da peça antes da queima, menor é o volume de poros que precisa ser eliminado durante a queima para se atingir alta densidade.

Obviamente outros fatores podem interferir na densidade da peça como a distribuição do tamanho de partículas e a própria densidade

Óxidos / Propriedades	51	52	53	54	55	56	i.e.
SiO ₂ (%)	67,7	68,7	69,7	66,7	68,2	68,3	±0,5
TiO ₂ (%)	0,5	0,5	0,5	0,4	0,5	0,5	±0,1
ZrO ₂ (%)	0,0	0,4	0,8	0,0	0,4	0,9	±0,1
Al ₂ O ₃ (%)	19,6	19,7	19,1	21,2	19,4	19,4	±0,3
Fe ₂ O ₃ (%)	1,3	1,4	1,2	1,2	1,3	1,3	±0,2
MgO (%)	2,9	2,8	2,5	2,5	2,7	2,6	±0,2
CaO (%)	2,1	1,7	1,6	1,5	1,7	1,6	±0,2
Na ₂ O (%)	4,9	3,9	3,6	3,9	4,0	3,7	±0,2
K ₂ O (%)	1,1	1,0	0,9	2,6	1,9	1,8	±0,1
Viscosidade na T _{md} (kPa·s)	4,75	4,77	4,80	4,97	4,78	4,81	±0,02
Ponto de Escoamento Visc.: $\log_{10}=4$ (°C)	1192	1221	1231	1216	1210	1222	<u>+2</u>
Ponto de amolecimento. Visc.: $\log_{10}=6,6$ (°C)	911	931	937	924	921	930	±2
Densidade a $T_{ambiente} (g \cdot cm^{-3})$	2,441	2,435	2,431	2,441	2,439	2,442	±0,005
Tensão superficial a $T_{md}(mN \cdot m^{-2})$	357	356	354	357	354	354	±1

Tabela 6. Índices de piroplasticidade e características físicas das peças queimadas.

	Ducantadada	Unidada	51	50	52	54	55	5(
	Propriedade	Unidade	51	52	55	54	22	50	1.e.
T _{md}	Temp. de máx. densificação	°C	1185	1195	1190	1170	1185	1185	±2
IP	Índice de piroplasticidade	$cm^{-1}(10^{-5})$	9,5	8,4	7,8	9,1	8,6	7,4	±0,1
Ep	Viscosidade uniaxial	MPa·s	199	224	238	202	217	252	<u>+</u> 4
δ _{max}	Taxa de máxima deflexão	$cm \cdot s^{-1}$	17,6	12,4	11,6	20,2	13,5	14,2	0,3
AA	Absorção de água	% massa	0,01	0,01	0,17	0,08	0,08	0,16	±0,02
PA	Porosidade aberta	% vol.	0,1	0,1	0,4	0,2	0,2	0,4	±0,1
PF	Porosidade fechada	% vol.	6,6	4,4	3,4	4,7	6,8	5,0	±0,1
PT	Porosidade total	% vol.	6,7	4,5	3,8	4,9	7,0	5,4	±0,1
PE	Peso específico	g·cm ⁻³	2,652	2,600	2,571	2,592	2,647	2,601	±0,005
D _a	Densidade - peça queimada	g·cm ⁻³	2,475	2,482	2,473	2,465	2,463	2,460	±0,005

Temp. = temperatura; Máx. = máxima; Vol. = volume.



Figura 1. Efeito da densidade aparente das peças secas, antes da queima, sobre a densidade aparente das peças queimadas.

real dos componentes da massa, o que contribui para desvios da tendência geral.

No que diz respeito à densidade da peça e o índice de piroplasticidade, não se observou uma correlação clara entre essas variáveis, o que já era de se esperar tendo em vista que as variações

Cerâmica Industrial, 19 (1) Janeiro/Fevereiro, 2014

na densidade podem depender de fatores além da compacidade da peça, como já mencionado, por exemplo, variações nas composições químicas, mineralógicas e na distribuição de tamanho das partículas. Tais fatores são impossíveis de tratar isoladamente e, consequentemente, outras correlações são necessárias para o estudo das principais variáveis que contribuem para a deformação piroplástica.

3.1.2. Efeito do volume de fase vítrea sobre o índice de piroplasticidade (PI):

A Figura 2 busca correlacionar o volume da fase vítrea com o índice de piroplasticidade a partir de dados extraídos das Tabelas 4 e 6. Como pode-se observar, para os resultados obtidos no presente trabalho, tais variáveis não estão diretamente relacionadas.

3.1.3. Efeito da natureza da fase vítrea sobre o índice de piroplasticidade:

Para caracterizar a natureza da fase vítrea foram utilizados os dados apresentados na Tabela 5.

Como pode ser visualizado nas Figuras 3 e 4, há boas correlações entre a viscosidade na temperatura de máxima densificação e o ponto de escoamento (*flow point*) da fase líquida com o índice de piroplasticidade. É importante mencionar que a Figura 3 não contém o resultado da composição 54 porque a mesma se desviou muito da tendência geral. Uma possível explicação para tal comportamento é a maior proporção de feldspato potássico em relação ao sódico nessa massa, o que favoreceu a maior viscosidade da fase vítrea.



Figura 2. Efeito da quantidade de fase vítrea sobre o índice de piroplasticidade.

Os resultados apresentados sugerem que, para as condições deste trabalho, a natureza da fase líquida na temperatura de máxima densificação é a variável mais importante que define o índice de piroplasticidade de peças de porcelanatos.

3.2. Segunda parte: comportamento de diferentes massas durante a sinterização

3.2.1. Efeito da variação da composição sobre a temperatura de máxima densificação:

A temperatura de máxima densificação das massas estudadas variou entre 1170 e 1195 °C. A substituição de 10% em massa dos feldspatos por quartzo (nas formulações 51 e 52) provocou o aumento da T_{md} . Para o caso do quartzo com grãos mais grosseiros, esse aumento foi levemente superior. A substituição de parte do feldspato por um mais fino provocou a diminuição da T_{md} e as substituições combinadas das composições 55 e 56 resultaram na mesma T_{md} da composição padrão, a 51, como se pode observar na Tabela 6.

A composição 52 foi a que requereu a mais elevada máxima temperatura de queima para que a absorção de água (AA) fosse inferior a 0,5%. A importância da T_{md} , correspondente à temperatura na qual a peça atinge a máxima retração, está no fato de que a absorção de água não leva em consideração os poros fechados e, como pode ser visualizado na Tabela 6, a variação do volume de poros fechados foi relativamente significativa. Não se observou nenhuma correlação direta entre a porosidade fechada e o IP.

Os efeitos da substituição de 10% dos feldspatos da composição padrão 51 sobre o comportamento de queima, avaliado através da T_{md}, foi o esperado (Tabela 6), ou seja, aumentou devido à substituição de feldspato por quartzo (52 e 53) e esse incremento é maior ainda quando utilizado o quartzo grosseiro. Nenhuma variação significativa da T_{md} foi registrada para as outras substituições (54, 55 e 56).

Além da variação na T_{md} , todas as amostras apresentaram elevadas densidades após a queima e a faixa de variação foi bem pequena (de 2,46 a 2,48 g.cm⁻³). Com relação à porosidade residual, como mostra a Tabela 6, quase todos os poros foram fechados, ficando aproximadamente entre 4 e 7%.

3.2.2. Efeito das matérias-primas sobre a composição das fases formadas:

A fase majoritária presente após a queima foi a fase vítrea (variando entre 62 a 70%). As principais fases cristalinas presentes



Figura 3. Efeito da viscosidade da fase vítrea na temperatura de máxima densificação sobre o Índice de piroplasticidade, sem os resultados da composição 54.



Figura 4. Efeito do ponto de escoamento (flow point) da fase líquida sobre o IP.

foram o quartzo (14 a 21%) e a mulita (11 a 13%). Em menores proporções também estavam presentes feldspato e zircão.

As proporções entre as fases presentes após a queima estão coerentes com as substituições realizadas nas massas em relação ao padrão: por exemplo, a substituição de 10% de grãos grosseiros dos feldspatos por grãos grosseiros de quartzo (52) resultou em um aumento do quartzo residual e redução do volume de fase vítrea após a queima. Na composição 53, quando a mesma quantidade de feldspato foi substituída por quartzo fino, o conteúdo de quartzo após a queima foi o mesmo que na composição padrão, onde o quartzo não foi adicionado como matéria-prima individual, mas já estava presente nas outras matérias-primas empregadas. Isso sugere que o quartzo fino adicionado foi quase completamente dissolvido pela fase vítrea. Isso poderia explicar o aumento no conteúdo de fase vítrea (Tabela 4), o aumento da viscosidade na T_{md} e o ponto de escoamento (*flow point*) da massa 53.

A substituição de 10% de feldspatos de granulometria grosseira por feldspato potássico fino (54) resultou, como esperado, em uma redução do conteúdo de quartzo e um aumento considerável da quantidade de fase vítrea (Tabela 6) no produto queimado. Já as substituições combinadas nas massas 55 e 56 apresentaram efeitos intermediários. No que se refere às fases formadas, a formulação 55 apresentou comportamento intermediário entre a 51 e 52 ao passo que a composição 56 apresentou resultados mesclados entre a 51 e 53. As demais fases cristalinas encontradas – mulita, zircão e feldspato – são pouco afetadas pelas mudanças das composições, já que as variações observadas estão próximas à incerteza experimental.

4. Conclusões

Os IPs das massas estudadas variou significativamente, (7,4 a $9,5 \times 10^{-5}$ cm⁻¹), o que permitiu adquirir um melhor entendimento do fenômeno deformação piroplástica.

Os IPs obtidos para as diversas composições não apresentaram clara correlação com as propriedades físicas das peças, porosidade total e/ou densidade (antes e após a queima). Surpreendentemente os IPs obtidos não apresentaram correlação com o volume de fase líquida/vítrea.

Para as condições desse trabalho, a piroplasticidade parece ser mais dependente das características da fase líquida do que do volume da mesma. Em particular a viscosidade à temperatura de máxima densificação e a tendência ao escoamento (*flow point*), à temperatura de máxima densificação, apresentaram correlações inversas com o IP. Esses resultados sugerem que quanto maior a temperatura na qual a fase líquida começa a escoar ou quanto maior a viscosidade da fase líquida na temperatura de máxima densificação, menor será a deformação piroplástica. Essa correlaçõe era esperada, entretanto não havia sido determinada experimentalmente para porcelanatos. É importante ressaltar que o comportamento isolado da massa 54 sugere que uma correlação tão simples nem sempre se aplica. Assim sendo esse tema requer uma investigação mais aprofundada para ser plenamente compreendido.

Os resultados sugerem que a granulometria das matérias-primas não plásticas determina se as mesmas permanecerão como grãos cristalinos na microestrutura após a queima ou serão dissolvidos e se incorporarão à fase líquida, alterando assim a sua composição e, consequentemente, seu comportamento durante a queima. Nesse sentido, os resultados obtidos sugerem que o emprego de matérias-primas não plásticas, que quando dissolvidas na fase líquida aumentam a viscosidade da mesma à temperatura de máxima densificação, deve contribuir para a redução do índice de piroplasticidade.

Agradecimentos

Ao Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar) e ao Programa Ciência sem Fronteiras, projeto "Soluções tecnológicas para produção sustentável de revestimentos cerâmicos" (A.O. Boschi, 40145/2012-7).

Referências

- RAIMONDO, M. et al. Processing and properties of large-sized ceramic slabs. Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vídrio, v. 49, n. 4, p. 307-314, 2010
- MELCHIADES, F. G. et al. Gres porcelánico esmaltado producido por vía seca: materias primas fundentes. Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vídrio, v. 51, n. 2, p. 133-138, 2012. http://dx.doi. org/10.3989/cyv.192012
- BUCHTEL, A. M.; CARTY, W. M. Pyroplastic deformation revisited. Ceramic Engineering & Science Proceedings, v. 25, n. 2, p. 25-42, 2004
- ZANELLI, C. et al. The vitreous phase of porcelain stoneware: composition, evolution during sintering and physical properties. Journal of Non-Crystalline Solids, v. 357, n. 16, p. 3251-3260, 2011. http://dx.doi. org/10.1016/j.jnoncrysol.2011.05.020
- RESTREPO, J. J.; DINGER, D. R. Study of the reactions during the firing of a whiteware. Ceramic Engineering & Science Proceedings, v. 14, n. 1-2, p. 116-125, 1993. http://dx.doi.org/10.1002/9780470314050.ch10
- PORTE, F. Creep viscosity of vitreous China. Journal of the American Ceramic Society, v. 87, n. 5, p. 923-928, 2004. http://dx.doi.org/10.1111/j.1551-2916.2004.00923.x
- BERNARDIN, A. M.; MEDEIROS, D. S.; RIELLA, H. G. Pyroplasticity in porcelain tiles. Materials Science and Engineering A, v. 427, p. 316-319, 2006. http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.04.073
- RAIMONDO, M. Process of pyroplastic shaping for special-purpose porcelain stoneware tiles. Ceramics International, v. 35, p. 1975-1984, 2009. http://dx.doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.10.017
- TUNÇEL, D. Y.; KARA, M. K.; ÖZEL, E. Effect of the chemical composition on the pyroplastic deformation of sanitaryware porcelain body. IOP Conference Series Materials Science and Engineering, v. 18, n. 22, p. 222025, 2011.
- GUALTIERI, A. F. Accuracy of XRPD QPA using the combined Rietveld-RIR method. Journal of Applied Crystallography, v. 33, p. 267-278, 2000. http://dx.doi.org/10.1107/S002188989901643X
- PAGANELLI, M.; SIGHINOLFI, D. The optical fleximeter to study deformations on ceramics. Industrial Ceramics, v. 29, n. 1, p. 1-6, 2009.
- LEE, S. H.; MESSING, G. L.; GREEN, D. J. Bending creep test to measure the viscosity of porous materials during sintering. Journal of the American Ceramic Society, v. 86, n. 6, p. 877-882, 2003. http://dx.doi. org/10.1111/j.1151-2916.2003.tb03391.x