

AVALIAÇÃO MICROESTRURAL DE COMPÓSITOS ALUMINA-MULITA-ZIRCÔNIA PREPARADOS A PARTIR DE BAUXITA COMO FONTE ALTERNATIVA DE ALUMINA

P. M. Nakachima^{1,3}, J. A. Rodrigues²

¹Mineração Curimbaba LTDA; ²GEMM, DEMa, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar); ³Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).

Rodovia Poços de Caldas – Caldas, km 10, CEP 37.704-392, Caixa Postal 902

peter.nakachima@curimbaba.com.br

RESUMO

Tradicionalmente, obtém-se compósitos cerâmicos de alumina-mulita-zircônia a partir da sinterização de uma mistura de pós de alumina e zirconita. Devido à alta pureza dessas matérias-primas, o custo é relativamente elevado e proibitivo para determinadas aplicações, motivando o desenvolvimento desse compósito utilizando-se bauxita como fonte de alumina. O presente trabalho demonstrou a viabilidade dessas matérias-primas para obtenção das fases desejadas, acompanhadas de fases contaminantes devido à presença de outros óxidos na bauxita, além de SiO_2 e de Al_2O_3 . Observou-se ainda uma grande dificuldade na obtenção da quantidade esperada de ZrO_2 , pois não houve total dissociação da zirconita. Os corpos de prova foram caracterizados quanto à sua composição química e mineralógica empregando-se as técnicas de fluorescência de raios X (FRX) e aplicação do método de Rietveld com dados de difração de raios X (DRX), respectivamente, além da microscopia eletrônica de varredura (MEV) para avaliação microestrutural dos materiais.

Palavras-chave: Compósitos de alumina-mulita-zircônia, bauxita, zirconita, método de Rietveld, MEV.

INTRODUÇÃO

Devido às suas excelentes propriedades mecânicas, compósitos de alumina-mulita-zircônia podem ser adequados à fabricação de elementos de moagem para aplicação em moinhos de agitação do tipo *stirred mills*. Dessa forma, é de interesse o estudo de suas propriedades e de alternativas com melhor custo-benefício.

Compósitos de Alumina-Mulita-Zircônia

Uma das alternativas para obtenção de compósitos de alumina-mulita-zircônia é através da sinterização de uma mistura de pós de alumina (Al_2O_3) e zirconita (ZrSiO_4). Dependendo dos percentuais utilizados de cada matéria-prima, obtém-se uma matriz de alumina com inclusões de mulita ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) e zircônia (ZrO_2), ou uma matriz de mulita com inclusões de zircônia^(1,2).

As propriedades mecânicas desse tipo de compósito são otimizadas pela presença da zircônia, uma vez que a mesma é responsável por diferentes mecanismos de tenacificação como, por exemplo, a transformação da fase zircônia tetragonal ($\text{ZrO}_2\text{-t}$) para a zircônia monoclinica ($\text{ZrO}_2\text{-m}$)^(3,4). Para que esse mecanismo ocorra, as partículas de zircônia devem ser menores que um determinado tamanho crítico, para o qual a fase tetragonal metaestável é mantida em temperatura ambiente. Nesse mecanismo, a tensão induzida pela propagação de uma trinca pode proporcionar a mudança de fase das partículas de zircônia adjacentes, acompanhada por uma expansão volumétrica (3 a 4%), gerando tensões de compressão ao redor da trinca, consumindo energia de fratura e aumentando a tenacidade do material^(5,6,7). Essas tensões residuais de compressão na matriz de alumina são resultado do seu coeficiente de expansão térmica mais baixo em relação às partículas de zircônia⁽⁸⁾.

O mecanismo de tenacificação por transformação de fase é beneficiado pela presença de SiO_2 no sistema, uma vez que esse óxido inibe a conversão de $\text{ZrO}_2\text{-t}$ para $\text{ZrO}_2\text{-m}$ no sistema $\text{ZrO}_2\text{-SiO}_2$ ⁽⁹⁾. Tal mecanismo também é influenciado pela densidade de precipitados, ou seja, quantidade de precipitados de ZrO_2 por volume, que sofrem tal transformação⁽¹⁰⁾.

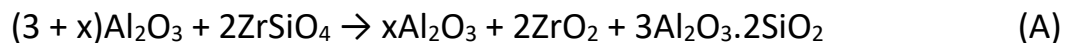
Nos casos em que as partículas de zircônia possuem tamanho suficiente para que sua expansão supere a pressão de confinamento elástica exercida pela matriz de alumina, ocorre a transformação de $\text{ZrO}_2\text{-t}$ para $\text{ZrO}_2\text{-m}$ durante o resfriamento do

material, por volta de 1.170°C, sendo que microtrincas são formadas ao redor das partículas de zircônia. Essas microtrincas podem absorver energia de fratura, dificultando a propagação de uma trinca principal através do material, aumentando a tenacidade do mesmo^(5,8).

Outros mecanismos de tenacificação possíveis nesse compósito são o de deflexão da ponta da trinca, presente nas fraturas inter-granulares e o *bridging*, caso as inclusões de mulita tenham formato acicular ou tamanho médio maior do que os grãos da matriz de alumina. Essas pontes podem gerar forças de resistência à abertura das trincas (zona de rastro da trinca), fazendo com que uma energia adicional seja necessária para a propagação da mesma, o que também confere maior tenacidade ao material⁽¹⁰⁾.

Outros mecanismos de tenacificação como, por exemplo, o pull-out, podem estar presentes nos compósitos de alumina-mulita-zircônia, dependendo de aspectos microestruturais específicos⁽¹¹⁾.

Para se estimar a quantidade de alumina, zircônia e mulita a partir dos percentuais de alumina e zirconita nas matérias-primas, utiliza-se a equação a seguir⁽¹⁾.



Essa reação ocorre inicialmente com a decomposição da zirconita em ZrO₂ e sílica amorfa. Essa sílica amorfa tem sua viscosidade reduzida com o aumento da temperatura e penetra nos aglomerados de Al₂O₃, promovendo a sua dissolução e a formação de uma fase amorfa de alumina silicato. Ao atingir uma concentração crítica, a mulita começa a se nuclear em sua forma mais estável (3Al₂O₃·2SiO₂) por volta da temperatura de 1.450°C. Nessa reação, há presença de mulita não-cristalina, que pode ser representada por nSiO₂·mAl₂O₃^(9,12,13).

Durante a sinterização, temperaturas acima de 1.570°C são necessárias para a obtenção de um compósito com completa mulitização, conferindo excelentes propriedades mecânicas ao material quando comparado à alumina^(13,14). Uma desvantagem da utilização da zirconita é que a sua dissociação gera porosidade, o que prejudica as propriedades mecânicas do compósito^(1,2).

Nesse tipo de compósito, é importante avaliar a variação das propriedades do material frente aos diferentes percentuais de mulita e zircônia na matriz de alumina, uma vez que a eficiência dos mecanismos de tenacificação depende desses

percentuais⁽¹⁾. Estudos indicam que o mecanismo de tenacificação através da adição de 15% em massa de ZrSiO₄ em relação à alumina gerou um maior benefício às propriedades mecânicas do compósito. Para adições de 5 a 10% em massa de ZrSiO₄, o mecanismo de tenacificação do compósito é pouco efetivo. Já para adições de 20 e 25% de ZrSiO₄, a porosidade gerada pela dissociação da zirconita e a coalescência de poros degradam as propriedades mecânicas do compósito^(2,15).

MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas duas qualidades de bauxita, A e B, do Planalto de Poços de Caldas - MG, disponibilizadas pela Mineração Curimbaba LTDA, com teores de SiO₂, Fe₂O₃ e Al₂O₃ bastante diferentes entre si (Tabela 1). Tais amostras foram analisadas em curva de calibração por fluorescência de raios X (FRX) no espectrômetro de dispersão de comprimento de onda (XRF-1800, Shimadzu), e as amostras preparadas por fusão, em forno automático de indução (HA-HF 16/2, Herzog).

Tabela 1 – Composição química das bauxitas na base calcinada (% mássica).

	SiO ₂	TiO ₂	Fe ₂ O ₃	K ₂ O	Al ₂ O ₃	MnO	ZrO ₂	Outros	*PF
Bauxita A	5,24	1,85	14,1	0,34	77,1	0,41	0,44	0,52	28,2
Bauxita B	29,0	0,95	9,90	0,17	58,3	0,79	0,34	0,51	19,5

*PF = Perda ao Fogo à 1100°C/2h.

Estas bauxitas são essencialmente gibsíticas [Al(OH)₃], sendo que a primeira bauxita selecionada, denominada por “A”, possui um alto teor de Al₂O₃, contribuindo para a formação de córindon (α-Al₂O₃) no compósito. Já a outra bauxita (“B”), possui alto teor de SiO₂, o que contribui para a formação de mulita. As bauxitas foram previamente secas em forno rotativo industrial à 700±20°C/1h, e moídas em moinho de rolos tipo Raymond para 635 *mesh*, com d(0,5) próximo a 10 µm, antes de serem misturadas com a zirconita. A zirconita utilizada nas misturas foi adquirida do fornecedor Moinhos Brasil (Rio Claro – SP), finamente moída, com d(0,5) próximo a 5 µm, sendo que a sua composição química encontra-se na tabela 2.

Tabela 2 – Composição química da zirconita na base calcinada (% mássica).

	SiO ₂	TiO ₂	Fe ₂ O ₃	K ₂ O	Al ₂ O ₃	ZrO ₂	HfO ₂	Outros	*PF
Zirconita	31,6	1,27	0,39	0,02	4,21	60,09	1,31	1,11	0,57

*PF = Perda ao Fogo à 1100°C/2h.

A mistura da zirconita moída à bauxita moída foi realizada no início do processo de granulação, em um misturador intensivo R11 da Eirich. Após essa etapa, foi adicionada água para umidificar a mistura e iniciar a granulação para obtenção de grânulos com diâmetro de 2,50-6,00 mm. Nessa etapa, não foi utilizado nenhum aditivo ligante, desaglomerante ou qualquer outro. Objetivou-se uma relação mássica $ZrSiO_4/Al_2O_3$ de 15%, para a qual é esperada a otimização das propriedades mecânicas do compósito(1,2). Adicionalmente, misturas de 10 e 20% foram preparadas, para determinação de tendências.

Após a granulação, foi realizada a etapa de secagem do material pelotizado no forno rotativo piloto com temperatura de $700\pm 20^\circ C$ por 40 minutos. Em seguida, o material granulado foi peneirado nas telas #3 fio 0.092 (abertura de 6,12 mm) e a #6 fio 0.072 (abertura de 2,41 mm), para retirada das frações grossa e fina que possuem granulometria inadequada para sinterização e para o produto final. A fração passante pela #3 e retida na #6 que é a faixa de interesse, seguiram para o processo de sinterização.

A etapa de sinterização também foi realizada no forno rotativo piloto em temperatura de $1.420\pm 5^\circ C$ por 40 minutos para a bauxita A e suas misturas e $1.470\pm 5^\circ C$ por 40 minutos para a bauxita B e suas misturas. O tempo mencionado refere-se ao processo completo de sinterização, desde a entrada do material no forno rotativo até a saída, sendo que na temperatura máxima o material permanece apenas de 5 a 10 minutos. Após a sinterização, foi realizado o resfriamento do produto em um resfriador rotativo refrigerado à água na parte externa, no interior do qual o material é revolvido para aumentar a taxa de resfriamento. Em seguida, realizou-se o peneiramento manual das amostras utilizando-se as peneiras #4 (4,75 mm de abertura) e #8 (2,36 mm de abertura) para retiradas da fração de interesse.

As amostras (pelotas) sinterizadas foram analisadas quanto à composição química por FRX no espectrômetro de dispersão de comprimento de onda (PW 2404/00 - AXIOS, Philips), com amostras preparadas por fusão, em forno automático de fusão (K2 Prime, Katanax) e quanto à mineralogia por DRX (pó) no difratômetro XRD-6000, da Shimadzu (radiação $Cu\ K\alpha$, potência: 40kV x 30mA), em processo de varredura passo-a-passo de 15 a $85^\circ 2\theta$ (0,02º/5s); fendas: 1° (divergência e espalhamento) e 0,15mm (recepção). Para quantificação das fases cristalinas, aplicou-se o Método de Rietveld (MR) utilizando-se o programa GSAS.

Foram selecionadas amostras aleatórias de cada uma das composições químicas para análise de microscopia eletrônica de varredura de alta resolução (MEV-FEG), em equipamento da marca JEOL, modelo JSM 7500F, com sistema para obtenção de espectroscopia de energia dispersiva (EDS) da marca TERMO SCIENTIFIC Ultra Dry. Para avaliação do interior das esferas, as amostras foram embutidas em uma resina plástica, lixadas e polidas até se expor o interior das esferas.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

As composições químicas das bauxitas A e B puras e de suas misturas com zirconita são apresentadas na tabela 3.

Tabela 3 - Composição química das bauxitas A e B e suas misturas.

Composição Química (FRX)								
% Zirconita (nominal)	0%	8%	12%	16%	0%	6%	9,5%	13%
ZrSiO ₄ /Al ₂ O ₃	-	0,10	0,15	0,20	-	0,10	0,15	0,20
Denominação	A	A1	A2	A3	B	B1	B2	B3
Al ₂ O ₃	76,9%	72,0%	68,6%	63,5%	60,9%	56,7%	55,6%	53,5%
Fe ₂ O ₃	14,2%	12,4%	12,0%	10,6%	9,1%	8,6%	8,3%	8,1%
SiO ₂	5,3%	8,0%	9,2%	12,5%	27,5%	28,6%	28,9%	29,8%
TiO ₂	1,8%	1,5%	1,6%	1,5%	0,9%	0,9%	0,9%	0,9%
ZrO ₂	0,5%	4,9%	7,5%	11,0%	0,4%	4,0%	5,0%	6,4%
Outros	1,3%	1,2%	1,1%	0,9%	1,3%	1,3%	1,3%	1,4%

Em ambos os casos, a adição de zirconita gera aumento gradual no teor de SiO₂ (mais pronunciado para a bauxita A), e redução nos teores de Fe₂O₃ e Al₂O₃. O teor de TiO₂ fica praticamente inalterado, e o teor de ZrO₂, obviamente, aumenta com a adição de zirconita. É importante ressaltar que houve total coerência dos resultados obtidos em relação aos resultados esperados para a composição química.

Em relação à composição mineralógica, os dados obtidos através da difração de raios X e aplicação do MR são apresentados na tabela 4.

Tabela 4 - Composição mineralógica das amostras sinterizadas (MR/DRX).

$ZrSiO_4/Al_2O_3$	Bauxita A				Bauxita B			
	Pura	0,10	0,15	0,20	Pura	0,10	0,15	0,20
Denominação	A	A1	A2	A3	B	B1	B2	B3
Córindon (Al_2O_3)	85,1	77,4	73,5	63,5	-	-	-	-
Badeleíta (ZrO_2 - m)	-	4,9	7,0	4,6	-	1,1	0,8	-
Mulita ($3Al_2O_3.2SiO_2$)	-	6,6	6,9	6,1	93,5	88,9	84,8	82,3
Zircão ($ZrO_2.SiO_2$)	-	2,1	4,7	15,4	-	4,0	8,6	12,1
Maguemita (Fe_2O_3)	8,2	4,7	4,1	6,3	6,5	6,0	5,8	5,6
Pseudobrookita ($Fe_2O_3.TiO_2$)	2,3	0,9	0,6	1,2	-	-	-	-
Hematita (Fe_2O_3)	4,4	3,5	3,2	3,0	-	-	-	-

Para a bauxita A e suas misturas, observou-se a presença do córindon como fase majoritária devido ao alto teor de Al_2O_3 . Além disso, observou-se uma tendência de aumento na quantidade de badeleíta (ZrO_2 monoclinica) no material, exceto na mistura A3, em que houve um aumento significativo no percentual de zircão, ao invés de um aumento na quantidade de badeleíta. Isso demonstra que não houve tempo e temperatura adequados para a dissociação da zirconita e formação de zircônia e sílica, o que pode ser comprovado também pela redução da quantidade de mulita nessa mistura. Para as outras misturas (A1 e A2) também pode-se observar um percentual significativo de zircão, indicando a falta das condições necessárias para a sua dissociação. Para todas as amostras, ainda observa-se quantidades consideráveis das fases maguemita (tetragonal metaestável), hematita (romboédrica) e pseudobrookita, todas com Fe_2O_3 em sua constituição, o qual pode ainda estar dissolvido no córindon e na mulita, devido à sua alta solubilidade nessas fases⁽¹⁶⁾.

Para a bauxita B e suas misturas, observa-se a presença da mulita como fase principal, a qual tem sua concentração reduzida à medida que o percentual de zircão aumenta. Além disso, percebe-se a dissociação de zirconita e estabilização de zircônia monoclinica (badeleíta), nas misturas B1 e B2, porém em quantidades muito pequenas. Observa-se ainda uma quantidade significativa de maguemita (tetragonal metaestável), sendo que parte dos íons de ferro presentes no sistema está dissolvida na fase mulita (solubilidade de 0,5 a 4,4%), na qual pode-se assumir que o Fe^{3+} assume sítios octaedrais em substituição ao Al^{3+} . É interessante mencionar

que a atmosfera oxidante do processo de sinterização favorece a formação de íons Fe^{3+} , de menor raio iônico e maior solubilidade na mulita do que o Fe^{2+} (16).

Em relação à microestrutura dos materiais estudados, pode-se observar grande quantidade de poros no interior das esferas, tanto para a bauxita A quanto para a bauxita B e suas misturas. A distribuição dos poros se deu de forma homogênea pelo interior de toda a esfera, com tamanhos bastante heterogêneos, podendo chegar a dimensões acima de 10 μm . Observou-se também a presença de trincas, tanto internas, concentradas próximo ao seu centro, quanto superficiais. As trincas superficiais, algumas observadas a olho nu, foram detectadas em maior número nas amostras de bauxita A e suas misturas. Já as trincas internas foram observadas em maior número nas amostras de bauxita B e suas misturas. Tanto a porosidade quanto as trincas são bastante prejudiciais e tornam impeditiva a utilização dessas esferas em aplicações com grandes solicitações mecânicas.

Quanto às fases presentes, pode-se observar a presença de grande quantidade da fase córindon para a bauxita A e suas misturas, considerada a matriz do compósito. Para a amostra de bauxita A pura, observa-se ainda a presença de grande quantidade de fase hematita ou maguemita, ambas fases alotrópicas do Fe_2O_3 . Para as misturas de bauxita A e zirconita, há ocorrência de zircônia (região mais clara) normalmente nas proximidades da fase zirconita (região cinza), a qual não dissociou em SiO_2 e ZrO_2 durante a sinterização. As micrografias da Figura 1 apresentam a Bauxita A pura e suas misturas, nas quais pode-se observar as fases mencionadas.

Em relação à bauxita B, não se observou através da análise de MEV a ocorrência de zircônia, detectou-se apenas a fase zirconita. Observou-se ainda a presença da fase predominante mulita na forma acicular, morfologia desejável para a melhoria das propriedades mecânicas do compósito, conforme destacado na Figura 2.

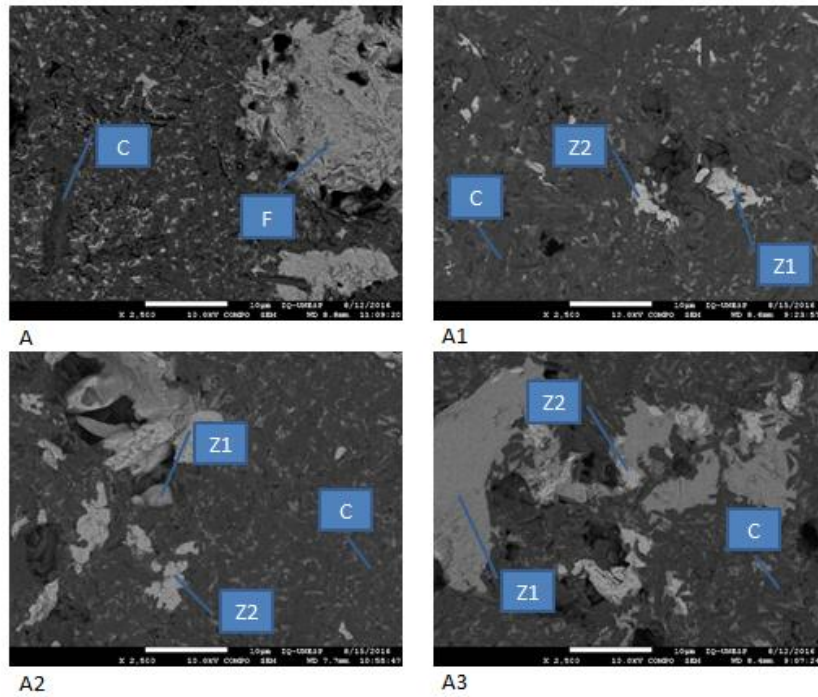


Figura 1 – Micrografia (MEV), 2.500x de ampliação, das amostras A, A1, A2 e A3, onde, C = Córindon, F = Hematita ou Maguemita, Z1 = Zircão e Z2 = Zircônia.

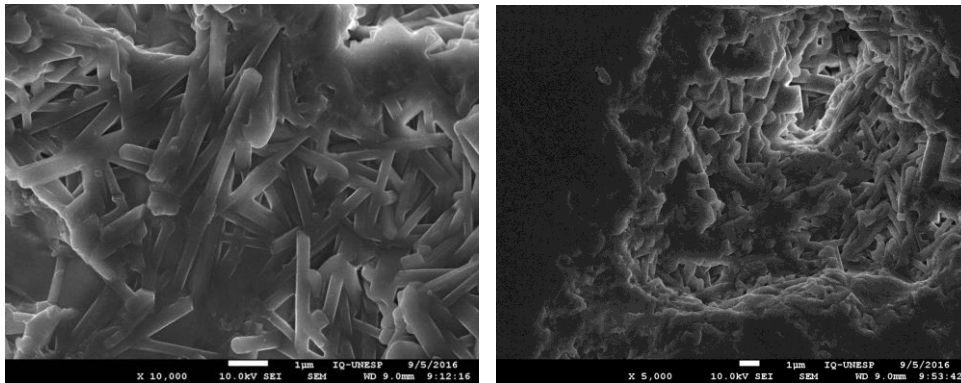


Figura 2 – Micrografia (MEV) da amostra B2 com 10.000x de ampliação e da amostra B3 com 5.000x de ampliação, ambas com a presença de mulita acicular.

CONCLUSÕES

Comparando-se a composição mineralógica das bauxitas A e B, conclui-se que a bauxita A é mais apropriada para obtenção das fases córindon, mulita e zircônia, porém observa-se que a quantidade de córindon, entre 63,5 e 77,4%, é muito superior às outras duas fases (mulita, entre 6,1 e 6,9%, e zircônia, entre 4,6 e 7,0%). Para obtenção de um maior equilíbrio entre as quantidades dessas fases, seria necessário utilizar uma bauxita com teores intermediários de SiO_2 e Al_2O_3 , quando

comparada às bauxitas A e B, além de um processo de sinterização que propicie uma maior dissociação da zirconita.

No processo de sinterização adotado, o material ficou apenas 5 a 10 minutos na temperatura máxima, apesar do tempo de residência no forno ter sido de 40 minutos, não proporcionando tempo suficiente para a dissociação do material. Quanto à temperatura, limitou-se em $1.420\pm 5^{\circ}\text{C}$ para a bauxita A e suas misturas, uma vez que nessa temperatura iniciou-se a colagem do material nos refratários que revestem o forno. Já para a bauxita B e suas misturas, chegou-se a $1.470\pm 5^{\circ}\text{C}$ por ser a temperatura máxima de trabalho do forno rotativo e não ter ocorrido o problema de colagem.

Quanto à microestrutura dos materiais obtidos, cuja presença de trincas e poros é marcante, deve-se avaliar e otimizar o processo de pelletização, uma vez que esses defeitos poderiam ser minimizados nessa etapa para redução do seus tamanhos e quantidades no produto final. Outro fator que pode ter contribuído para a porosidade das amostras é a dissociação da zirconita, geradora de porosidade no compósito^(1,2).

Com isso, conclui-se que é possível obter as fases alumina-mulita-zircônia por meio da sinterização de uma mistura de pós de bauxita e zirconita. Porém, é necessário ajustar os processos de pelletização e sinterização para se obter um material com menor quantidade de defeitos, como os poros e as trincas, e maior quantidade de zircônia, respectivamente. Dessa forma, obter-se-ia um compósito com propriedades mecânicas otimizadas, com custo-benefício favorável em relação aos compósitos obtidos à partir de alumina e zirconita.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Grupo Curimbaba e ao DEMa/UFSCar pelas amostras e instalações colocadas à disposição desse projeto e ao LMA-IQ da Unesp de Araraquara pela disponibilidade de utilização do microscópio eletrônico de varredura. Rodrigues agradece ao CNPq pela Bolsa de Produtividade em Pesquisa, nível 1B, processo 307127/2013-3.

REFERÊNCIAS

- (1) MAZZEI, A., RODRIGUES, J., Alumina-mullite-zirconia composites obtained by reaction sintering - Part I: Microstructure and mechanical behavior, *Journal of Materials Science*, v. 35, p. 2807-2814, 2000.
- (2) MAZZEI, A., RODRIGUES, J., PANDOLFELLI, V., Alumina-mullite-zirconia obtained by reaction sintering - Part II: R-curve behavior, *Journal of Materials Science*, v.35, p.2815-2824, 2000.
- (3) WAHSH, M., KHATTAB, R., AWAAD, M. Thermo-mechanical properties of mullite/zirconia reinforced alumina ceramic composites, *Materials and Design*, v.41, p.31-36, 2012.
- (4) BUTTERMAN, W., FOSTER, W., Zircon stability and the ZrO_2 - SiO_2 phase diagram, *The American Mineralogist*, v.52, p.880-885, 1967.
- (5) DÖRRE, E., HÜBNER, H. Alumina Processing, Properties and Applications. Springer-Verlag, Berlin, 1984. p.187-192.
- (6) CASELLAS, D., NAGL, M.M., LLANES, L., ANGLADA, M. Fracture toughness of alumina and ZTA ceramics: microstructural coarsening effects. *Journal of Materials Processing Technology*, v.143-144, p.148-152, 2003.
- (7) RAO, P.G., IWASA, M., TANAKA, T., KONDOH, I., INOUE, T. Preparation and mechanical properties of Al_2O_3 -15wt.% ZrO_2 composites. *Scripta Materialia*, v.48, p. 437-441, 2003.
- (8) CESARI, F., Fracture toughness of alumina-zirconia composites. *Ceramics International*, v.32, p.249-255, 2006.
- (9) BRADECKI, A., JONAS, S., Investigation of high temperature reactions within the $ZrSiO_4$ - Al_2O_3 system. *Ceramics International*, v.36, p.211-214, 2010.
- (10) HUANG, X.W., WANG, S.W., HUANG, X.X., Microstructure and mechanical properties of ZTA fabricated by liquid phase sintering, *Ceramics International*, v. 29, p.765-769, 2003.
- (11) STEINBRECH, R.W., Toughening Mechanisms for Ceramic Materials, *Journal of the European Ceramic Society*, v.10, p.131-142, 1992.
- (12) ZANELLI, C., DONDI, M., RAIMONDO, M., GUARINI, G., Phase composition of alumina-mullite-zirconia refractory materials, *Journal of the European Ceramic Society*, v.30, p.29-35, 2010.

- (13) ZHAO, S., HUANG, Y., WANG, C., HUANG, X., GUO, J. Mullite formation from reaction sintering of $ZrSiO_4/Al_2O_3$ mixtures. *Materials Letters*, v.57, p.1716-1722, 2003.
- (14) CHANDRA, D., DAS, G., SENGUPTA, U., MAITRA, S. Studies on the reaction sintered zirconia-mullite-alumina composites with titania as additive. *Cerâmica*, v.59, p.487-494, 2013.
- (15) JANG, H., CHO, S., KIM, K., Alumina-mullite-zirconia composites - Part 1: Colloidal processing and phase-transformation characteristics. *Journal of Materials Science*, v.31, p.5083-5092, 1996.
- (16) PASCOAL, C., PANDOLFELLI, V.C. – Bauxitas Refratárias: Composição química, fases e propriedades – Parte I. *Cerâmica*, v.46, n.298, 2000.

OBTAINING ALUMINA-MULLITE-ZIRCONIA COMPOSITES USING ALTERNATIVE RAW MATERIALS.

ABSTRACT

Traditionally, ceramic composites of alumina-mullite-zirconia are obtained by the sintering of a mixture of alumina and zircon powders at temperatures above 1570°C. Due to the high purity of these raw materials, the cost of this composite is relatively high and sometimes prohibitive for certain applications. This fact motivated the development of a composite using zircon and bauxite (as an alternative source of alumina). The work herein demonstrates the feasibility of using these raw materials to obtain the desired phases, together with other contaminant phases due to the presence of other oxides in the bauxite, in addition to the SiO_2 and Al_2O_3 . However, the procedure used was not successful on obtaining the desired amount of ZrO_2 , since the dissociation of the zircon was not complete. Composites were chemically and mineralogically characterized using the X-ray fluorescence and the Rietveld method with X-ray diffraction data, respectively, besides the scanning electron microscopy for the microstructure evaluation.

Keywords: Alumina-mullite-zirconia composites, bauxite, zircon, Rietveld method, Scanning Electron Microscopy.