ESTRUTURAS POROSAS NO SISTEMA α-Al₂O₃/ρ-Al₂O₃/Al(OH)₃

Rafael Salomão, A.D.V. de Souza, L.L. de Sousa, L. Fernandes, V.L. Arantes

G. Pesquisa "Soluções Integradas em Manufatura e Materiais Cerâmicos" (SIMMaC) Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos Avenida Trabalhador São-carlense 400, 13560-970 São Carlos, SP rsalomao@sc.usp.br ou vera@sc.usp.br

RESUMO

O sistema Al_2O_3 - $Al(OH)_3$ apresenta forte apelo tecnológico na produção de cerâmicas porosas e com alta área superficial devido a facilidade de processamento, alta refratariedade e custos competitivos. Neste trabalho, suspensões aquosas de alumina calcinada (α - Al_2O_3) consolidadas com alumina hidratável (ρ - Al_2O_3) foram preparadas com diferentes teores de hidróxido de alumínio ($Al(OH)_3$, 0-67,5 %vol.). Antes e após sinterização (1100-1500°C), as estruturas obtidas foram caracterizadas em relação à densidade real, porosidade total, módulo elástico e retração linear e inspecionadas com microscopia eletrônica de varredura. A adição de $Al(OH)_3$ favoreceu a formação de poros (níveis de porosidade total de até 70 % foram obtidos), porém reduziu consideravelmente a rigidez do material e promoveu severa retração linear. Esses comportamentos foram atribuídos à presença de fases de transição da alumina, formadas após a decomposição do $Al(OH)_3$, que possuem elevada área superficial específica e reatividade, favorecendo os processos de densificação e crescimento de poros em altas temperaturas.

Palavras-chave: óxido de alumínio, hidróxido de alumínio, porosidade, módulo elástico, variação dimensional térmica, aluminas de transição.

1) INTRODUÇÃO

A combinação de alumina (Al₂O₃) e hidróxido de alumínio (Al(OH)₃) para geração de estruturas porosas e/ou de alta área superficial específica apresenta grande interesse tecnológico. Dentre as diversas aplicações encontradas na literatura para esse sistema destacam-se: i) a produção de aluminas de alta reatividade a partir da calcinação controlada do Al(OH)₃ ⁽¹⁾; ii) a produção de suportes para catálise, à base de alumina com elevada área superficial ⁽¹⁾, iii) e para crescimento de tecidos biológicos ⁽²⁾; vi) microesferas para fratura hidráulica (ou propantes) na prospecção de petróleo e gás natural ⁽³⁾ e v) estruturas porosas para filtração em alta temperatura e isolamento térmico ^[4-5].

Considerando uma mistura compactada de partículas de Al2O3 e Al(OH)3, a formação de estruturas porosas se inicia com a decomposição térmica do Al(OH)₃, que ocorre entre 200-220°C e 350-400°C (dependendo da granulometria, taxa de aquecimento e atmosfera, de acordo com o seguinte mecanismo ⁽⁶⁻⁸⁾:

O Al(OH)₃ possui uma estrutura cristalina típica de hidróxidos metálicos onde as ligações de hidrogênio levam à formação de camadas de grupos hidroxila com átomos de alumínio ocupando dois terços dos interstícios octaedrais entre elas ⁽⁶⁾. Aquecendo esse material acima de 200°C, a intensa desidroxilação leva ao colapso das camadas gerando diversos compostos de transição metaestáveis (aluminas η , γ , $\delta \in \theta$), bem como trincas e mesoporos (2 < D_{Poro} < 50 nm) na superfície das partículas. Se essas partículas de Al(OH)₃ estiverem inseridas em uma matriz de alumina, sua retração volumétrica decorrente do aumento de densidade ($\rho_{Al(OH)3} =$ 2,4 g.cm⁻³ $\rightarrow \rho_{Al2O3} = 3.9$ g.cm⁻³) leva à geração de elevados volumes de porosidade até por volta de 1200°C ⁽⁶⁾. Acima desta temperatura, a estrutura dos compostos de transição se estabiliza formando α -Al₂O₃, as trincas e poros superficiais tendem a desaparecer e a porosidade da estrutura diminui significativamente ⁽⁹⁾. Esse aspecto representa a grande limitação do uso desse sistema em temperaturas mais elevadas (acima de 1200°C), por longos períodos de serviço ⁽⁷⁾.

Além dos custos competitivos, outro aspecto importante desse sistema é a similaridade de processamento em diferentes condições de pH e presença de aditivos que essas matérias primas apresentam. Essa similaridade pode ser observada na Figura 1, onde são apresentadas medidas de potencial Zeta em função do pH para suspensões de alumina calcinada (CT3000SG, Almatis, Alemanha, $D_{50} = 0.5 \mu m$) e hidróxido de alumínio (Hydral 710, Almatis, Alemanha, $D_{50} = 2 \mu$) com 2 %vol. de sólidos em presença de diferentes dispersantes. Nota-se que os valores de potencial Zeta são semelhantes em toda a faixa de pH estudada, nas suspensões contendo ou não aditivos dispersantes. Esse comportamento pode ser explicado considerando-se que, em presença de água, a superfície das partículas de alumina é recoberta por uma fina camada de material hidroxilado, muito semelhante ao Al(OH)₃ e que responde de forma semelhante às variações de

pH e adsorção de moléculas de dispersante. Outros trabalhos encontrados na literatura descrevem ainda a preparação de misturas aquosas desses materiais em suspensões ⁽¹⁰⁻¹¹⁾.



Figura 1: Medidas de potencial Zeta para suspensões aquosas (2 %vol. sólidos) de a) alumina calcinada (α -Al₂O₃) e b) Al(OH)₃ em diferentes faixas de pH e em presença de dispersantes (acetato de diamonio, DAC, e polietilenoglicol, FS20). IEP = ponto isoelétrico. Adaptado da referência XX.

Neste trabalho, suspensões aquosas de alumina calcinada contendo diferentes teores de AI(OH)₃ (0-67,5 %vol.) e consolidadas com ligante hidráulico (alumina hidratável, p-Al2O3) foram preparadas. Inicialmente, as condições ideais de dispersão e mistura foram determinadas por meio de viscosimetria. Em seguida, amostras verdes e tratadas termicamente em diferentes temperaturas (1100-1500°C) foram caracterizadas em relação à sua porosidade total, variação dimensional linear térmica e módulo elástico. As microestruturas obtidas foram ainda avaliadas com uso de microscopia eletrônica de varredura.

2) EXPERIMENTAL

Inicialmente, foram determinados os teores ideais de dispersante (FS20, BASF, Alemanha) para a alumina calcinada (α-Al₂O₃, A-2G, Alcoa, Brasil), hidróxido de alumínio (Al(OH)₃, Hydral 710, Almatis, Alemanha) e alumina hidratável (ρ-Al₂O₃, Alphabond 300, Almatis, EUA). Utilizando-se um misturador mecânico (PowerVisc, IKA, Alemanha), suspensões aquosas com 30 %vol. de sólidos foram preparadas (500 rpm, 5 minutos) para cada matéria prima inicialmente sem dispersante. Em seguida, mantendo-se essa rotação constante, alíquotas de FS20 (0,01 %massa em relação ao pó seco) foram adicionadas às suspensões. Após cada adição de

dispersante e um período de homogeneização de 60 s, a viscosidade aparente (η) da suspensão foi medida em um viscosímetro (Brookfield, LVDV-II+PRO, EUA), usando a configuração cilindros coaxiais com adaptador para pequenas amostras (barril: 19 mm de diâmetro por 65 mm de altura e ferramenta: 17,47 mm de diâmetro por 31,85 mm de altura) e uma taxa de cisalhamento constante de 50 s⁻¹. As medidas foram realizadas após 60 s de estabilização. Durante as medidas, as suspensões foram mantidas a 25°C \pm 0,5°C com uso de um banho térmico (Brookfield, TC550, EUA).

	^a Alumina calcinada (AC)	^b Hidróxido de alumínio (HA)	^c Alumina hidratável (AH)			
Composição química (%massa, valores típicos)	α-Al ₂ O ₃ : 99.4; Na ₂ O: 0.30; Fe ₂ O ₃ : 0.04; SiO ₂ : 0.08	Al(OH) ₃ : 99.7; Na ₂ O: 0.256; Fe ₂ O ₃ : 0.007; SiO ₂ : 0.004	Al ₂ O ₃ : 88,00; Na ₂ O: 0,6; SiO ₂ : 0,3; CaO: 0,1			
Área superficial específica (BET; m ² .g ⁻¹)	1,8	4,2	189			
Tamanho de partícula (µm; D ₅₀ / D ₉₀)	2,4 / 18,5	0,89 / 0,98	2,5 / 5,1			
Densidade (picnometria de He, g.cm ⁻³)	3.97 ± 0.05	2.44 ± 0.05	$\textbf{2,71} \pm \textbf{0.05}$			
Perda ao fogo (%massa, 1000°C, 5 h)	0.81	34.9	25-250°C: 4,5; 250-1000°C: 7,5			

Tabela I: Propriedades das matérias primas utilizadas neste estudo.

a) A-2G, Alcoa, Brasil; b) Hydral 710, Almatis, Alemanha; c) Alphabond 300, Almatis, EUA.

Diferentemente de outros dispersantes, o FS20 não produz uma curva de viscosidade versus teor de aditivo com formato parabólico, como observada para acetato diamônio ou poliacrilato de sódio, por exemplo. Assim, para determinar o teor ideal de dispersante de cada matéria prima, os resultados de viscosidade foram normalizados usando a Equação 1:

$$\eta_{N} (\%) = 100 \times (\eta_{i} - \eta_{F})/(\eta_{0} - \eta_{F})$$
(1)

Onde η_N é a viscosidade normalizada (variando de 100 a 0 %), η_i é viscosidade da suspensão após a adição de um dado teor de dispersante, η_0 é a viscosidade da suspensão sem aditivos e η_F o menor valor de viscosidade observado. O teor ideal de dispersante para cada matéria prima foi determinado como aquele responsável pela redução de 97 % da viscosidade inicial ($\eta_N = 3$ %) e é apresentado neste trabalho também no formato de miligramas de dispersante por m² de área de superficial do pó seco.

Suspensões aquosas com 40 %vol. de sólidos e diferentes proporções de AC e HA (Tabela 2) foram preparadas em um moinho de esferas (esferas de zircônia de

6 mm de diâmetro, razão de massa de esferas/pó de 5:1, jarro de polietileno 2 litros, 60 rpm) por 2 h. O teor de dispersante para cada composição foi calculado por meio de média ponderada a partir dos valores ideais para cada matéria prima (Figura 2) e de sua fração volumétrica.

Matérias primas	Composições (%vol./%massa)				
	00AH	22AH	45AH	67AH	
AC	90,0/92,9	67,5/76,6	45,0/56,7	22,5/31,8	
HA	0,0/0,0	22,5/15,7	45,0/34,7	67,5/58,5	
AH	10,0/7,0	10,0/7,7	10,0/8,6	10,0/9,6	
Água	50,0/20,6	50,0/22,2	50,0/24,0	50,0/26,2	
Dispersante (%massa)	0,041	0,055	0,071	0,092	

Tabela II: Composições testadas

Em seguidas, 10 %vol. do ligante hidráulico alumina hidratável foi adicionado e a suspensão homogeneizada em misturador mecânico por 3 minutos a 500 rpm. As suspensões (agora com 50 %vol. de sólidos) foram moldadas sob vibração na forma de cilindros (20 mm de diâmetro por 40 mm de altura, para medidas de porosidade, retração linear e módulo elástico; e 6 mm de diâmetro por 20 mm de altura, para ensaio de dilatometria e microscopia eletrônica) e permaneceram em ambiente de elevada umidade por 24 h a 50°C \pm 1°C e, em seguida, em ambiente ventilado por 24 h a 50°C \pm 1°C. Após a desmoldagem, as amostras foram secas a 120°C \pm 1°C por 24 horas (estufa com circulação de ar forçada, Venticel 50L, Alemanha). Essas condições foram empregadas para maximizar o efeito ligante da alumina hidratável e reduzir os riscos de explosão por vapor pressurizado durante o primeiro aquecimento ⁽¹²⁾.

As seguintes caracterizações foram realizadas nas amostras verdes e após os tratamentos térmicos (aquecimento: 0.5° C.min⁻¹ até 600°C e 2°C.min⁻¹ até 1100-1500°C, 5 h de patamar, resfriamento: 5°C.min⁻¹): 1) A densidade real (ρ , g.cm⁻³) foi medida por meio de picnometria de Hélio (Ultrapycnometer 1200e, Quantachrome Instruments, EUA) em amostras equivalentes pulverizadas em almofariz de ágata (D₉₀ < 100 µm). 2) Todas as amostras foram pesadas e medidas (média de três valores para diâmetro e comprimento) para determinação da densidade aparente geométrica (DAG, g.cm⁻³) e porosidade total geométrica (PTG, %), utilizando-se as equações:

$$DAG(g.cm^{-3}) = \frac{M_i}{V_{Externo}}$$
(1)
$$PTG(\%) = 100\% \times \left[1 - \left(\frac{DAG}{\rho_{Sólido}}\right)\right]$$
(2)

Onde M_i é a massa da amostra (em g) e V_{Externo} é seu volume externo calculado a partir de suas dimensões médias (em cm³). 3) O módulo elástico (E) foi medido pela técnica de ressonância de barras (equipamento Sonelastic, ATCP, Brasil) de acordo com a norma ASTM C 1198-91. A excitação mecânica foi feita no modo flexão em três pontos por meio de um atenuador, gerando uma ampla faixa de frequências de ressonância. Transdutores piezoelétricos determinam os modos normais de vibração, permitindo o cálculo das frequências naturais de ressonância. O valor de E é então determinado por meio da equação de Pickett (4):

$$E(Pa) = 1,6067 \cdot \begin{pmatrix} L^{3} \\ D^{4} \end{pmatrix} \cdot m \cdot f_{F}^{2} \cdot T_{1}^{'}$$
(4)

Onde L (mm) é o comprimento da barra, D (mm) o diâmetro, m (g) a massa, f_F (Hz) é a frequência fundamental para a barra em modo flexional e T'₁ um fator de correção (corrigir as dimensões finitas da barra e a razão de Poisson do material).

O ensaio de dilatometria foi realizado nas amostras verdes em um equipamento DIL402C (Netzsch, Alemanha), com taxa de aquecimento de 5°C.min⁻¹ até 1500°C. A observação por microscopia eletrônica de varredura foi realizada em um equipamento JEOL JSM-7500F.

3) RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 2 mostra os resultados de medida de viscosidade aparente (η) e viscosidade aparente normalizada (η_N) utilizados na determinação do teor ideal de dispersante para cada matéria prima. A partir do critério arbitrário utilizado (97 % de redução na η da suspensão sem dispersante), foram determinados os seguintes teores para alumina calcinada (AC), hidróxido de alumínio (HA) e alumina hidratável (AH), respectivamente: 0,153 mg.m⁻² (0,028 %massa de pó seco); 0,203 mg.m⁻² (0,087 %massa de pó seco) e 0,009 mg.m⁻² (0,169 %massa de pó seco).

A adição de Al(OH)₃ promoveu comportamentos distintos na porosidade total (PT) e módulo elástico (E) das amostras verdes e secas a 120°C (Figura 3). O uso de ligantes hidráulicos, como a alumina hidratável e o cimento de aluminato de cálcio, faz com que a consolidação da suspensão ocorra ainda em presença de água ⁽¹³⁻¹⁴⁾. Devido a isso, a estrutura formada após secagem tem partículas pouco empacotadas e contém grande quantidade de poros. Como todas as composições

foram preparadas a partir de suspensões com um mesmo teor volumétrico de sólidos de 50 %, é razoável esperar níveis de porosidade total dessa ordem para todas as amostras. Além disso, como a preparação de suspensões pode incorporar bolhas de ar durante as etapas de mistura, neste trabalho, a etapa de moldagem foi realizada sob vibração e de forma sistemática para permitir a saída dessas bolhas em todas as moldagens.



Teor de dispersante

Figura 2: Determinação do teor ideal de dispersante para cada matéria prima por meio de medidas de viscosidade aparente (η , a) e aparente normalizada (η _N, b).



Figura 3: Porosidade total (PT) e modulo elástico (E) para amostras verdes e secas a 120°C com diferentes teores de Al(OH)₃.

Um ponto importante a ser destacado neste estudo é que, com a utilização de amostras verdes com níveis de porosidade muito semelhantes, as variações de porosidade observadas após os tratamentos térmicos podem ser diretamente atribuídas aos fenômenos associados à decomposição do AI(OH)₃ e sinterização das partículas. Em relação ao módulo elástico, observa-se uma queda acentuada com a adição de AI(OH)₃ que não pôde ser associada a variações significativas de

porosidade total. Dois efeitos adicionais, no entanto, podem explicar esse comportamento. 1) O módulo elástico de um compósito é afetado pelos valores dos módulos de seus constituintes. Assim, a substituição da alumina calcinada (E_{Teórico} ~ 350-400 GPa) pelo hidróxido de alumínio que, neste caso, é um aglomerado fraco de cristais, naturalmente levaria a uma redução na rigidez da estrutura. 2) O processo pelo qual a alumina hidratável consolida suspensões cerâmicas está baseado na geração e cristalização de um gel a base de boehmita (AIOOH) que reduz a porosidade da estrutura e restringe a mobilidade das partículas ⁽¹³⁻¹⁴⁾. Assim, composições com partículas de maior área superficial específica (com a AC) apresentariam maior ganho de resistência mecânica.

As Figuras 4 e 5 apresentam, respectivamente os efeitos da adição de AI(OH)₃ na porosidade total e variação dimensional térmica da matriz de alumina calcinada.





Os aumentos de porosidade observados a 1100°C e 1200°C em relação às amostras verdes estão associados à desidroxilação do Al(OH)₃ e à formação de compostos de transição da alumina descritas anteriormente ⁽⁶⁻⁷⁾. Esses efeitos explicam ainda porque quanto maior a quantidade de Al(OH)₃ no sistema, maior a porosidade total obtida. Acima de 1200°C, no entanto, mudanças nesse comportamento podem ser observadas. Para um mesmo teor de Al(OH)₃, a redução da porosidade com o aumento da temperatura de sinterização (Figura 4) está associada à sinterização da matriz e ao desaparecimento da mesoporosidade localizada na superfícies das partículas de Al(OH)₃ ⁽¹⁾. Verifica-se também que quanto maior a proporção de Al(OH)₃ no sistema mais intensas se tornam a redução de porosidade, a retração linear (Figura 5a) e a taxa de sinterização (Figura 5b).

Efeitos semelhantes observados na literatura foram atribuídos à elevada reatividade e área superficial das partículas de α -Al₂O₃ formadas a partir das fases de transição que favorecem a densificação do sistema ⁽⁵⁾





A Figura 6 mostra os valores de módulo elástico (E) em função da porosidade total das amostras (PT) para diferentes temperaturas de sinterização e teores de Al(OH)₃. Pode-se observar que, para valores semelhantes de PT (55 %, por exemplo), níveis bastante distintos de E foram obtidos, variando-se a temperatura de sinterização. Diferentemente da tensão de ruptura, o módulo elástico, em geral, é pouco sensível a variações no formato e tamanho de poros e defeitos sendo muito mais afetado por variações na composição química da parte sólida do material e no teor de poros. O comportamento observado, portanto, sugere que diferenças significativas na formação da microestrutura da parte sólida das amostras devem ter ocorrido. Essa hipótese é corroborada pelas imagens de MEV (Figura 7). Para a amostra sem Al(OH)₃ (Figura 7a) verifica-se um elevado grau de densificação e crescimento de grão, apesar de níveis de porosidade da ordem de 43 %. Para a

composição com 67,5 %vol de Al(OH)₃ (Fig. 7b), por outro lado, observa-se pouca formação de pescoços entre as partículas, indicando pouca efetividade em unir as partículas. Assim, mesmo em amostras com níveis de porosidade semelhantes (como 67HA sinterizada a 1500°C 22 HÁ sinterizada a 1100°C) diferentes valores de E podem ser observados. Essa hipótese continua em investigação no Grupo de Pesquisa dos autores.



Porosidade total (PT, %) Figura 6: Módulo elástico (E) para amostras com diferentes porosidades.



Figura 7: Microscopia eletrônica de varredura para amostras a) sem $AI(OH)_3$ e b) contendo 67,5 %vol. de $AI(OH)_3$ sinterizadas a 1500°C.

4) CONCLUSÕES

A adição de Al(OH)₃ à uma matriz de alumina calcinada (Al₂O₃) e os diferentes tratamentos térmicos realizados permitiram obter estruturas com diferentes níveis de porosidade total geométrica (PTG), variação dimensional térmica e módulo elástico (E). De forma geral, quanto maior o teor de Al(OH)₃ maiores os níveis de porosidade, retração linear e redução de rigidez observados. Esse aspecto foi associado à retração volumétrica que as partículas de AI(OH)₃ sofrem durante sua desidroxilação ao mesmo tempo em que a matriz de alumina calcinada se mantém estável. Em temperaturas acima de 1200°C, verificou-se que a redução de porosidade, a taxa de sinterização e o ganho de rigidez com a temperatura ocorreram de forma mais intensa para as composições com maior teor de Al(OH)₃. Trabalhos na literatura explicam que esse comportamento se deve à presença dos compostos de transição da alumina formados após a decomposição do Al(OH)₃ que possuem elevada área superficial específica e reatividade. Observou-se que estruturas com porosidades similares apresentaram valores significativamente distintos de módulo elástico. A observação por microscopia eletrônica sugere que poros com diferentes formatos (tamanho médio, esfericidade e interconectividade) tenham sido formados afetando as propriedades mecânicas da parte sólida da estrutura.

5) AGRADECIMENTOS

FAPESP, CNPq, CAPES e Pró-Reitoria de Pesquisa da Universidade de São Paulo pelo suporte fornecido a este trabalho. Alcoa Alumínio (Brasil), Almatis (Brasil e Alemanha) e BASF (Alemanha) pela doação de matérias primas. Ao Prof. Dr. João M.D. Rollo e Pedro L. di Lorenzo (SMM/EESC) pelo auxílio nos ensaios de dilatometria.

6) REFERÊNCIAS

Deng, Z. Y.; Fukasawa, T.; Ando, M.; Zhang, G. J.; Ohji, T. High-sufarce-area alumina ceramics fabricated by the decomposition of Al(OH)₃. J.Am.Cer.Soc,v.84,n.3,p.485-491, 2001.
 Studart. A.R.; Gonzenbach, U.T., Tervoot, E.; Gauckler, L.J. Processing routes to macroporous ceramics: a review, J.Am.Cer.Soc, v.89, n.6 p.1771-1789, 2006.
 Walter, G. L.; John, R. H.; Barry, E. S. Strength enhancement of aluminosilicate

aggregate through modified thermal treatment. International J. Apply Cer. Technology,v.3,n.2,p.157–165, 2006.

[4] Salvini, V.R.; Innocentini, M. D. M.; Pandolfelli, V. C. Optimizing permeability, mechanical strength of ceramics foams. Am Cer Soc. Bull, v.79, n.5, p.49-63, 2000.

[5] Deng, T. Fukasawa, M. Ando, Microestructure and mechanical properties of porous alumina ceramics fabricated by the decomposition of hydroxide. J.Am.Cer.Soc. 84 (11) (2001) 2638-2644

[6] Levin, I.; Brandon, D. Metastable polymorphs: crystal structures and transition sequences. J.Am.Cer.Soc, v.81, n.8, p.1995-2012, 1998.

[7] Zhou, R. S.; Snyder, R. L. Structure and transformation mechanisms of the η , γ and θ transition aluminas. Acta Crystallography, v.B47, n.1, p.617-630, 1991.

[8] Gan, B. K.; Madsen, I. C.; Hockridge, J. G. In situ X-ray diffraction 0f the transformation of gibbsite to α - alumina through calcination: effect of particle size and heating rate. Journal of Applied Crystallography, v.42, n.4, p.697-705, 2009.

[9] Salomão, R.; Brandi, J. Macrostructures with hierarchical porosity produced from Al₂O₃-Al(OH)₃-chitosan wet-spun fibers, Acepted for publication at Ceramics International (2013).

[10] F. Tang, H. Fudouzi, Y. Sakka, Fabrication of macroporous alumina with tailored porosity, J.Am.Cer.Soc, v.86, n.120, p. 2050-2054, 2003.

[11] Chevalier, E.; Chulia, D., Pouget, C., Viana, M. Fabrication of porous substrates: a review of processes using pore forming agents in the biomaterial field. J.Phar.Sci. v.97, n.3, p.1135-1154, 2008.

[12] R. Salomão, M.R. Ismael, V.C. Pandolfelli, Hydraullic binders for refractory castables: mixing, curing and drying, Ceram.For.Int. 84 (2007) 103-108.

[13] Weiping, M.; Paul, W. B. Mechanisms of Reaction of Hydratable Aluminas. J.Am.Cer.Soc, v.82, n.2, p.453–56, 1999.

[14] F. Tang, H. Fudouzi, Y. Sakka, Fabrication of macroporous alumina with tailored porosity, J.Am.Cer.Soc. 86 (120) (2003) 2050-2054.

PRODUCTION AND CHARACTERIZATION OF Al₂O₃-Al(OH)₃ POROUS STRUCTURES

The Al_2O_3 - $Al(OH)_3$ system presents huge technological interest due to its straight forward processing, high chemical compatibility and refractoriness, as well as competitive costs. In the present study, aqueous suspension of calcined containing different amounts of Al(OH)3 (0-67.5 vol.%) and bonded with hydratable alumina were prepared. The total porosity, solid density, elastic modulus and volumetric and linear shrinkage of green and fired (1100-1500°C) samples were measured. Samples' microstructures were investigated by scanning electron microscopy. $Al(OH)_3$ additions increased significantly samples' total porosity (porosity levels as high as 70 % were observed) at the same time that loss of rigidity and excessive shrinkage were also observed. This behavior was associated with the transition phases of alumina formed just after $Al(OH)_3$ decomposition. Their high specific surface area and reactivity enhanced the driving force for densification and pore growth at high temperatures.

Key-words: alumina, aluminum hydroxide, porosity, elastic modulus, volumetric shrinkage, transition aluminas.