



UNIVERSIDADE FEDERAL DO SUL E SUDESTE DO
PARÁ
INSTITUTO DE CIÊNCIAS EXATAS (ICE)
FACULDADE DE QUÍMICA (FAQUIM)

**INFLUENCIA DO TEOR DE ALUMINA HIDRATÁVEL E AVALIAÇÃO DO TIPO DE
COMPACTAÇÃO NAS PROPRIEDADES FÍSICAS DE CERÂMICAS DE ALUMINA
FÍSICAS DE CERÂMICAS DE ALUMINA.**

Orientador (a): Prof.^a Dra. Adriane Damasceno Vieira de Souza

Orientando: Ester Gusmão

Trabalho de Conclusão de Curso,
apresentado à Faculdade de Química-
FAQUIM do Instituto de Ciências Exatas
da Universidade Federal do Sul e Sudeste
do Pará, como requisito para obtenção do
grau de Licenciada em Química.

MARABÁ
AGOSTO DE 2021

ESTER GUSMÃO

INFLUENCIA DO TEOR DE ALUMINA HIDRATÁVEL E AVALIAÇÃO DO TIPO DE COMPACTAÇÃO NAS PROPRIEDADES FÍSICAS DE CERÂMICAS DE ALUMINA

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado à Faculdade de Química-FAQUIM do Instituto de Ciências Exatas da Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará, como requisito para obtenção do grau de Licenciada em Química.

Orientadora (a): Prof.^a Dra. Adriane Damasceno Vieira de Souza.

MARABÁ

2021

ESTER GUSMÃO

INFLUENCIA DO TEOR DE ALUMINA HIDRATÁVEL E AVALIAÇÃO DO TIPO DE COMPACTAÇÃO NAS PROPRIEDADES FÍSICAS DE CERÂMICAS DE ALUMINA

Trabalho de Conclusão de Curso, apresentado à Faculdade de Química-FAQUIM do Instituto de Ciências Exatas da Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará, como requisito para obtenção do grau de Licenciada em Química.

Data da aprovação: Marabá (PA), 20 de agosto de 2021.

Banca Examinadora:

Prof.^a Dra. Adriane Damasceno Vieira de Souza

Orientador interno, UNIFESSPA.

Prof. Dr. Clesianu Rodrigues de Lima

Examinador interno/ UNIFESSPA.

Prof. Dr. Silvio Alex Pereira da Mota

Examinador externo/ UNIFESSPA

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Biblioteca Setorial Campus do Tauarizinho da Unifesspa

Gusmão, Ester

Influência do teor de alumina hidratável e avaliação do tipo de compactação nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina / Ester Gusmão ; orientadora, Adriane Damasceno Vieira de Souza. — Marabá, PA : [s. n.], 2021.

Trabalho de Conclusão de Curso (graduação) - Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará, Instituto de Ciências Exatas, Faculdade de Química, Curso de Licenciatura Plena em Química, Marabá, 2021.

1. Cerâmica. 2. Óxido de alumínio. 3. Ciência dos materiais. 4. Material cerâmico. I. Souza, Adriane Damasceno Vieira de, orient. II. Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará. III. Título.

CDD: 22. ed.: 666.72

Catálogo na fonte: Adriana Barbosa da Costa
Bibliotecária-Documentalista CRB2/994

AGRADECIMENTOS

A priori minha gratidão vai para o nosso Senhor Jesus Cristo e salvador, obrigada por estar comigo desde o princípio, fator principal para que eu continuasse e conquistasse esta vitória.

A minha mãe Cleides Pissinati Matos, pois sem o esforço dela certamente não conseguiria, ela orou, trabalhou, chorou junto comigo e foi meu alicerce para que tudo fosse mais fácil para ser alcançado e que eu pudesse conquistar aquilo que ela não teve oportunidade, também agradeço meu “paidrasto” Lourival Pereira Matos, espero devolver todo esforço que fez por mim.

À minha orientadora, que acreditou em mim desde o princípio, que viu em mim algo que ninguém ainda tinha visto. Nesta página nenhuma palavra ou um grande texto demonstraria a minha gratidão, amor, admiração e carinho que sinto por ela, Adriane Damasceno. Foram tantos momentos, puxões de orelha, sorrisos e conquistas, quero levar para vida.

Obrigada à UNIFESSPA por me proporcionar esta graduação e às agências de fomento CNPq e FAPESPA, pela bolsa concedida.

Agradeço a todos os professores (Francisco Adriano, Darlisson de Alexandria, Wagner Alencar, Sebastião da Silva, Marilene Nunes, Simone Simote, Paulo de Tarso, Joana Siqueira, Emerson Boscheto, Clesianu Rodrigues e Cláudio Emídio) que estiveram comigo durante a minha formação e evolução, com vocês aprendi e venci muitos desafios, jamais serão esquecidos.

Não poderia jamais, deixar de citar alguns nomes de amigos que foram decisivos para essa conclusão, João Pedro, minha fiel dupla de toda graduação, amigo e parceiro que esteve comigo nos melhores e piores momentos desta fase, desejo o mundo e muito sucesso na sua trajetória, você é excelente. A minha amiga Juliana Almeida que me apoiou em todos os momentos, acreditou em mim quando nem eu mesma acreditava minhas amigas Paloma Cristina E Suzane Lima que me emprestaram os computadores para escrever meu TCC e ao Cristian V. e o Roberto L. pelas palavras de incentivo quando eu mais precisei, pois estas não permitiram que eu desistisse.

Meu muito obrigado a todos!

RESUMO

GUSMÃO, Estudo do ligante alumina hidratável e avaliação do tipo de compactação e temperatura de sinterização nas propriedades físicas de cerâmicas porosas de alumina 2021 41pg. (TCC), Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará, Marabá, 2021.

Dentre os vários tipos de ligantes que existem no mercado, a alumina hidratável destaca-se como importante alternativa à substituição do cimento de aluminato de cálcio (CAC) para cerâmicas de alumina. Contudo, necessita-se estudar de forma detalhada alguns aspectos a respeito desse ligante. Dessa forma, o presente trabalho realizou dois estudos diferentes acerca do ligante alumina hidratável, a fim de avaliar seus efeitos na porosidade total e módulo elástico de cerâmicas de alumina. 1º) avaliou-se o efeito da sua concentração (10 e 40%) em amostras verdes e sinterizadas em diferentes temperaturas (1300 °C e 1500 °C); e 2º) verificou-se a influência do método de compactação (moldagem e prensagem uniaxial), ambos usando alumina hidratável como ligante, em amostras verdes e tratadas termicamente em 1100 °C, 1300 °C e 1500 °C. As amostras verdes e após sinterização foram avaliadas por meio do método geométrico para a determinação da porosidade total geométrica, módulo elástico e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados indicam que o teor de ligante hidráulico na composição influencia fortemente as propriedades físicas de cerâmicas de alumina, podendo atuar inclusive como agente porogênico, dependendo da concentração. Por outro lado, o método de compactação não teve forte influência nem na porosidade total, nem no módulo elástico. Esta investigação foi importante para determinar o teor adequado de ligante hidráulico na preparação de cerâmicas de alumina e revelar que a escolha do método de compactação das peças cerâmicas fica a critério e dependerá das ferramentas e materiais disponíveis para a preparação das mesmas. Contudo, sugere-se a preparação de peças moldáveis, que de forma geral, permite fabricar peças de tamanhos e formas mais complexas, além de requerer materiais e equipamentos mais acessíveis.

Palavras chaves: Cerâmicas de alumina, ligante hidráulico, alumina hidratável, métodos de compactação.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: A) Porosidade total geométrica e B) módulo elástico das cerâmicas contendo 10 e 40% de alumina hidratável no estado verde e sinterizadas em 1300-1500°C.....	19
Figura 2: Microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura das amostras contendo 10% do ligante hidráulico e 90% de alumina calcinada. A-C amostras verdes, D-F amostras sinterizadas em 1300 °C e G-I amostras sinterizadas a 1500 °C.....	20
Figura 3: a) Porosidade total geométrica (PTG, %) e b) Módulo Elástico (E) das amostras compactadas por prensagem uniaxial ou moldagem, no estado verde e após sinterização	29
Figura 4: Microscopia eletrônica de varredura das cerâmicas verdes contendo 45% de alumina calcinada, 45% de hidróxido de alumínio e 10% de alumina hidratável.....	30
Figura 5: Microscopia eletrônica de varredura-MEV das cerâmicas contendo 45% de alumina calcinada, 45% de hidróxido de alumínio e 10% de alumina hidratável, compactadas por prensagem e sinterizadas em 1100 °C (A e B), 1300 °C (C e D) e 1500°C (E e F)	30
.....	31

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	8
CAPÍTULO 01: Influência do teor de ligante hidráulico alumina hidratável e da temperatura de sinterização nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina.....	10
2.0 DESENVOLVIMENTO	11
2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	11
2.2 OBJETIVOS.....	13
Objetivo geral:.....	13
Objetivos específicos:.....	13
2.3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	13
2.3.2 Processamento das amostras.....	14
2.4 RESULTADO E DISCUSSÕES.....	17
2.4.1 Avaliação do efeito do teor de ligante nas propriedades físicas das cerâmicas.....	17
.....	21
2.5 CONCLUSÕES.....	21
CAPÍTULO 02: Avaliação da influência do tipo de compactação nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina.	22
3.0 DESENVOLVIMENTO	23
3.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
3.2 OBJETIVOS.....	25
Objetivo geral.....	25
Objetivos específicos:.....	25
3.3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	25
3.3.1 Preparação das amostras moldadas.....	25
3.3.2 Preparação das amostras prensadas.....	26
3.4 RESULTADO E DISCUSSÕES.....	26
3.5 CONCLUSÕES.....	32
5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	32
6. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS	36
ANEXOS	37

1. INTRODUÇÃO

A ampliação e o emprego de ligantes hidráulicos para aplicação em materiais refratários vêm ganhando espaço no mercado, estes integram um vasto número de produtos que possuem boas propriedades mecânicas, uma delas é como o material se comporta em altas temperaturas, normalmente acima de 1200 °C (MCCOLM, 2013). Entre eles, podemos destacar o cimento de aluminato de cálcio (CAC) e as aluminas hidratáveis (BRAULIO et al., 2010). Estes ligantes inorgânicos são reconhecidos e enaltecidos pela indústria também devido aos benefícios de baixo custo e boas propriedades físicas (CARDOSO et al., 2004; SINGH, 1989).

Atualmente o ligante hidráulico mais utilizado em composições cerâmicas é o Cimento de aluminato de cálcio (CAC). Contudo, este ligante apresenta algumas desvantagens e limitações, uma delas é que o composto de cimento de aluminato de cálcio com composição $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ (CAC), apresenta cálcio na sua fórmula molecular trazendo danos prejudiciais a peça, pois possui fases de transição com baixos pontos de fusão (CARDOSO et al., 2004, SINGH 1989). Mediante a isso, esse estudo é importante, uma vez que a alumina hidratável se destaca como valiosa alternativa à substituição do CAC para concretos refratários aluminosos e assim obtendo um sistema livre deste cimento. O ligante alumina hidratável possui vantagens especiais comparado aos demais, pois este não constitui fases de baixo ponto de fusão diferente do CAC, silicato de sódio e sílica coloidal que são prejudiciais para as propriedades mecânicas das peças de alumina (VAIDYA, 2001).

Dessa forma, mesmo que exista uma diversidade de pesquisas que utilizam a alumina hidratável como ligante hidráulico em cerâmicas de alumina, poucos deles investigou a influência do teor de ligante no sistema e o efeito da temperatura de sinterização nas propriedades físicas. Logo, o objetivo deste trabalho, foi avaliar estas propriedades físicas das cerâmicas com diferentes proporções do ligante hidráulico (10 e 40%) nas condições verdes e sinterizadas em 1300° e 1500° C. Foi possível observar que quanto maior a concentração de alumina hidratável no sistema, maiores são os níveis de porosidade total geométrica obtidas após tratamentos térmicos. Portanto, deve-se ter o cuidado em relação à proporção de ligante no sistema, pois uma quantidade exagerada pode comprometer as propriedades mecânicas do produto final.

Além disso, outro assunto que não foi detalhadamente estudado foi a influência do tipo de compactação de cerâmicas de alumina na porosidade total e módulo elástico. Durante o processamento das amostras verdes, muitos defeitos podem ser introduzidos, logo, o tipo de compactação pode atuar na microestrutura e nas propriedades físicas dos materiais cerâmicos (SHINOHARA et al., 1999 e TAKAHASHI et al., 1995). A eclosão dessas falhas é uma problemática relacionada aos diversos fatores envolvidos no processo de compactação, que vão desde o processamento da matéria-prima, aos aditivos orgânicos e inorgânicos adicionados, às características da pressão aplicada e até o projeto da matriz. Compreender como estes fatores interferem no processo é fundamental para que se possam minimizar ao máximo os defeitos na peça (ABEL et al., 2005 e HOTTA et al., 2001). Diante disso, o objetivo desse trabalho foi contribuir com o avanço no conhecimento nesta área podendo tornar esse processo mais eficaz. Dessa forma, foram preparadas cerâmicas de alumina moldadas e prensadas uniaxialmente, usando alumina hidratável como ligante. Essas cerâmicas foram sinterizadas em 1100, 1300 e 1500°C e em seguida, foram caracterizadas em relação à porosidade total geométrica e resistência mecânica. Os resultados demonstram que a variação do método de compactação apresentou pouca influência nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina.

A presente pesquisa foi importante para determinar o teor adequado de ligante hidráulico na preparação de cerâmicas de alumina e revelar que a escolha do método de compactação das peças cerâmicas fica a critério e dependerá das ferramentas e materiais disponíveis para a preparação das mesmas. Contudo, sugere-se a preparação de peças moldáveis, que de forma geral, permite fabricar peças de tamanhos e formas mais complexas, além de requerer materiais e equipamentos mais acessíveis.

CAPÍTULO 01: Influência do teor de ligante hidráulico alumina hidratável e da temperatura de sinterização nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina

Neste capítulo, estudou-se a influência do teor do ligante hidráulico alumina hidratável e da temperatura de sinterização nas propriedades físicas (resistência mecânica e porosidade total) de cerâmicas moldadas de alumina.

2.0 DESENVOLVIMENTO

2.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Materiais cerâmicos compreendem todos os materiais inorgânicos, não metálicos, obtidos geralmente após tratamento térmico em elevadas temperaturas. Uma classe de materiais cerâmicos muito importantes para o desenvolvimento tecnológico são os materiais refratários. Este grupo compreende uma diversidade de produtos, que têm como finalidade suportar temperaturas elevadas nas condições específicas de processo e de operação dos equipamentos industriais, que em geral envolvem esforços mecânicos, ataques químicos, variações bruscas de temperatura e outras solicitações. Para suportar estas solicitações e em função da natureza das mesmas, foram desenvolvidos inúmeros tipos de produtos, a partir de diferentes matérias-primas ou mistura destas. Dessa forma, podemos classificar os produtos refratários quanto à matéria-prima ou componentes químicos principais em: sílica, sílico-aluminoso, aluminoso, mulita, magnesianocromítico, cromítico-magnesiano, carbetto de silício, grafita, carbono, zircônia, zirconita, espinélio e outros, (VAIDYA, 2001). Todo material cerâmico deve passar pela etapa de processamento, no qual são avaliadas e trabalhadas as características dos pós, os métodos de compactação mais adequados, os tratamentos de secagem e cura e as temperaturas de sinterização. Além disso, é muito importante avaliar também os aditivos, como os dispersantes, antiespumantes, plastificantes, lubrificantes e o tipo de ligante, seja ele orgânico ou inorgânico, a ser utilizado.

Segundo Lewis (1997), as peças cerâmicas têm dificuldade em tomar as formas desejadas devido à falta de coesão entre suas partículas, que na maioria dos sistemas cerâmicos sem ligantes, não apresentam plasticidade alguma. Assim, faz-se necessário o uso de aditivos como ligantes, plastificantes, lubrificantes dentre outros, no qual visam conferir resistência a verde, trabalhabilidade e facilidade de remoção da peça do molde (BENGISU, 2001; LEWIS, 1997). Assim, impulsionados pelas constantes exigências das indústrias siderúrgicas, petroquímicas e de cimento, os materiais refratários têm experimentado um marcante aprimoramento tecnológico neste século (LEE, 1998), pois possuem elevada refratariedade, longo tempo de vida útil e possibilidade de aplicação em diversas áreas (STUDART et al., 1999).

Um desses aprimoramentos que estão sendo desenvolvidos e ganhando espaço no mercado, são os ligantes hidráulicos que consistem em aglomerados com características de endurecer com a ação exclusiva da água, esta ocorrência denomina-se de hidratação. Dessa forma, sua principal função é garantir a resistência mecânica do material após a desmoldagem e durante o aquecimento inicial (até o início da sinterização), o que acaba sendo vantajoso para as indústrias, devido às baixas limitações e com isso diminuição de custo (CARDOSO et al., 2004; OLIVEIRA et al., 2007).

De forma geral, podemos dividir os ligantes em dois tipos, os ligantes orgânicos e os inorgânicos. Os Ligantes orgânicos são os mais utilizados (KUMAR, 2000), alguns são solúveis em água e outros são solúveis em líquidos orgânicos (RAHAMAN, 2003). Esses podem ser subdivididos em álcool polivinílico (PVA), álcool polivinil butirol (PVB) e os acrílicos, esses poliméricos agem mantendo as partículas cerâmicas juntas sejam por mecanismo físico ou químico, (SANTOS, 2012). Na classe dos ligantes inorgânicos, temos como exemplo o cimento de aluminato de cálcio (CAC) que é o ligante hidráulico mais utilizado desta classe nas formulações de materiais refratários. Suas principais características consistem na facilidade de processamento, menor sensibilidade a condições especiais de secagem e cura e às boas propriedades em altas temperaturas, além do seu baixo custo. Entretanto, a presença de cálcio em sua composição e o uso de CAC em alguns sistemas é limitado devido à formação de fases de baixo ponto de fusão (CARDOSO et al., 2004 e SINGH, 1989). Por esse motivo, fazem-se necessárias novas pesquisas, investigações adicionais e questionamentos acerca de outros ligantes hidráulicos, a fim de minimizar os aspectos negativos do CAC. Nesse sentido, o ligante alumina hidratável aparece com grande potencial no desenvolvimento de sistemas com composições livres de cimento. Uma das vantagens deste agente ligante é o fato de que não requer umidade adicional para desenvolver resistência mecânica. Além disso, diferentemente do que é observado nos concretos refratários contendo CAC, as propriedades dos concretos contendo alumina hidratável são pouco dependentes do tempo de cura. Entretanto, apesar dessas vantagens, deve-se ter um controle preciso da etapa de secagem destes materiais, uma vez que os hidratos formados reduzem drasticamente a permeabilidade dos concretos, aumentando os riscos de explosão durante o aquecimento inicial (200 - 300 °C). Soma-se a isso o fato de que, devido à elevada

área superficial desse agente ligante (200 - 300 m²/g), grandes teores de água e de dispersante são necessários, além de um tempo adicional de mistura, quando comparado aos concretos ligados com CAC (CARDOSO et al., INNOCENTINI, MIRANDA, VALENZUELA, PANDOLFELLI 2004).

Aluminas hidratáveis são aluminas de transição geralmente originadas por meio da calcinação rápida da gibsita ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$), resultando principalmente na alumina-rho. A habilidade ligante deste material deriva da sua capacidade de facilmente se re-hidratar quando em contato com a água. Em elevadas temperaturas, as fases hidratadas perdem a água quimicamente ligada, originando a forma estável da alumina ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), também conhecida como Corundum, que recebe a denominação de alumina calcinada quando é obtido a partir da calcinação e moagem do $\text{Al}(\text{OH})_3$, (BROW, 1999).

2.2 OBJETIVOS

Objetivo geral:

Avaliar o efeito da concentração do ligante alumina hidratável, bem como a influência da temperatura de sinterização nas propriedades físicas (porosidade total geométrica e resistência mecânica) de cerâmicas de alumina.

Objetivos específicos:

- Preparar cerâmicas de alumina moldadas com diferentes teores (10 e 40% vol.) de alumina hidratável;
- Realizar a sinterização das amostras em diferentes temperaturas (1300 e 1500 °C);
- Caracterizar as amostras obtidas em relação à porosidade total, módulo elástico e microscopia eletrônica de varredura.

2.3 MATERIAIS E MÉTODOS

2.3.1 Matérias-primas e aditivos utilizados

Para a preparação das amostras cerâmicas foram utilizadas as seguintes matérias-primas: alumina calcinada (A1000, Alcoa, Brasil) e Alumina hidratável (Alphabond 300, Almatiss, EUA). Além dessas matérias-primas, foram utilizados os seguintes aditivos: dispersante (FS20 Castment, BASF, Alemanha); antiespumante (tensiol Lamberti, Itália) e água destilada.

2.3.2 Processamento das amostras.

Duas suspensões aquosas contendo diferentes quantidades de alumina calcinada, antiespumante e dispersante foram homogeneizadas 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 30 min. Em seguida, adicionou-se em uma das suspensões, 10% de alumina hidratável (denominação 90AC-10AH) e na outra, foram adicionados 40% do ligante hidráulico (denominação 60AC-40AH). Então as suspensões foram homogeneizadas em misturador mecânico por 3 minutos a 500 rpm. As suspensões foram moldadas sob vibração na forma de cilindros (16 x 60 mm) e colocadas em estufa a $60\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$, em seguida, foram desmoldadas e secas a $120\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 1\text{ }^{\circ}\text{C}$ por um período de 24 horas. Após a secagem completa, as amostras foram sinterizadas em 1300 e 1500 $^{\circ}\text{C}$ durante 3h (taxa de aquecimento $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$). Por fim, as amostras verdes e após cada tratamento térmico foram caracterizadas em relação à porosidade total (método geométrico), microscopia eletrônica de varredura nas superfícies de fratura das amostras, em um equipamento FEG-SEM, FEI 7500F, Holanda e o módulo elástico (E) foi medido de acordo com a norma ASTM C1198-91 no equipamento Sonelastic, ATCP, Brasil.

Os valores de porosidade total geométrica (PTG) e módulo elástico (E) das amostras verdes e tratadas termicamente consiste no valor médio da caracterização de 3 amostras para cada condição.

2.3.3 Descrição dos métodos de caracterização.

I- Porosidade total geométrica

A porosidade total geométrica (PTG; %) das amostras foi calculada a partir da Equação 1, onde M_s é a massa seca da amostra (g), V_{externo} é o seu volume externo (cm^3) e (ρ) a densidade real ($\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$) medida por meio da picnometria a Hélio em amostras equivalentes pulverizadas (passadas em peneira de 100 mesh).

$$PTG = 100\% \cdot \left[1 - \frac{M_s}{V_{\text{externo}} \cdot \rho} \right]$$

Foram realizadas três medidas de cada dimensão das amostras verdes e após o tratamento térmico com paquímetro digital (Mitutoyo, 150 mm/6' CSX-B).

II- Módulo elástico

O módulo de elasticidade (E) é definido como a constante de proporcionalidade entre deformação elástica sofrida por um determinado material quando submetido a um esforço mecânico. Para determinação dos valores de módulo elástico das amostras verdes e sinterizadas, utilizou-se a técnica de excitação por impulso (equipamento Sonelastic, ATCP, Brasil), de acordo com a norma ASTM C 1198-91. Este método permite o cálculo do módulo elástico (E), a partir das dimensões e da densidade da barra e das frequências de ressonância obtidas pelo equipamento.

III- Microscopia Eletrônica de Varredura

O MEV é um dos mais versáteis instrumentos disponíveis para a observação e análise de características microestruturais de objetos sólidos. A principal razão de sua utilidade é a alta resolução que pode ser obtida quando as amostras são observadas; valores da ordem de 2 a 5 nanômetros são geralmente apresentados por instrumentos comerciais, enquanto instrumentos de pesquisa avançada são capazes de alcançar uma resolução melhor que 1 nm (NAGATANI et al., 1987). Esse processo se dá quando o seu feixe de elétrons primários é gerado pelo processo Schottky, em que o emissor de tungstênio com óxido de zircônio é aquecido até a energia dos elétrons excederem a função trabalho. O feixe é acelerado pela alta tensão criada entre o filamento e o ânodo, de aproximadamente 25kV, e, em seguida, focalizado sobre a amostra por lentes eletromagnéticas, interagindo com ela e produzindo elétrons que podem ser coletados por detectores, amplificados e convertidos em um fotomultiplicador, gerando a imagem (ABREUA et al., 2017)

Outra característica importante do MEV é a aparência tridimensional da imagem das amostras, resultado direto da grande profundidade de campo. Permite, também, o exame em pequenos aumentos e com grande profundidade de foco, o que é extremamente útil, pois a imagem eletrônica complementa a informação dada pela imagem óptica. A imagem formada a partir do sinal captado na varredura eletrônica de uma superfície pode apresentar diferentes características, uma vez que a imagem resulta da amplificação de um sinal obtido de uma interação entre o feixe eletrônico e o material da amostra. Diferentes sinais podem ser emitidos pela amostra. Dentre os sinais emitidos, os mais utilizados para obtenção da imagem são originários dos elétrons secundários e/ou dos elétrons retroespalhados (MEV, 2007)

2.4 RESULTADO E DISCUSSÕES

2.4.1 Avaliação do efeito do teor de ligante nas propriedades físicas das cerâmicas.

Nesse estudo, foram avaliadas as propriedades físicas das cerâmicas com diferentes proporções do ligante hidráulico (10 e 40%) nas condições verdes e sinterizadas em 1300° e 1500° C.

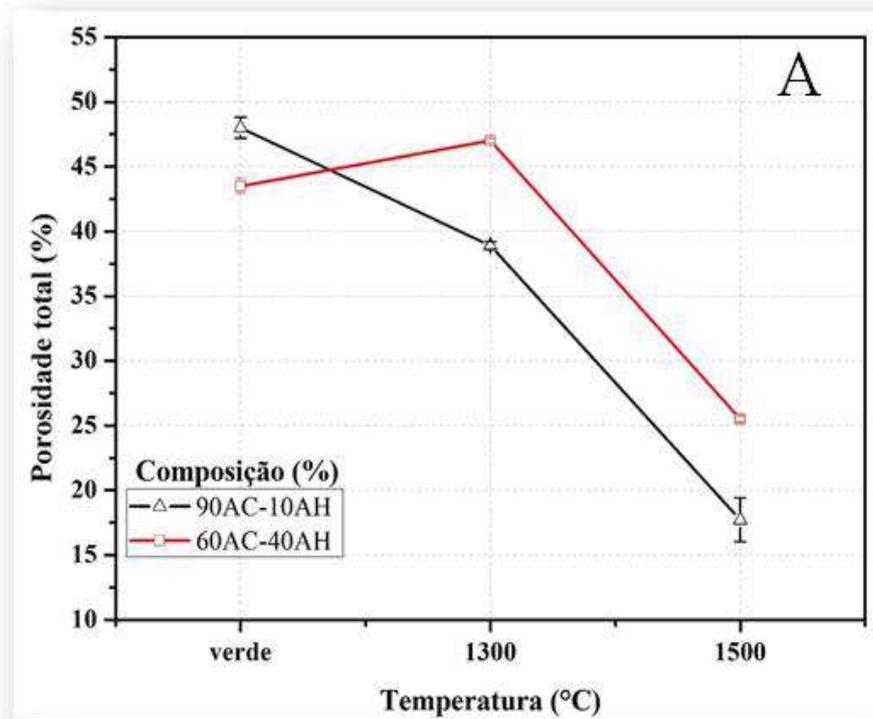
A partir da Figura 1, observa-se que a adição de diferentes quantidades do ligante hidráulico proporcionou níveis diferentes nas porosidades totais das amostras verdes. A amostra verde contendo 40% de alumina hidratável apresentou porosidade total em torno de 43 %, enquanto que a amostra verde contendo 10% do ligante hidráulico alcançou uma porosidade total um pouco maior, em torno de 48%. Esse efeito provavelmente está relacionado com o grau de empacotamento das partículas, que foi mais eficiente com a adição de 40% do ligante hidráulico e garantiu uma melhor compactação e preenchimento dos vazios existentes entre os grãos. De forma geral, uma série de fatores pode alterar o empacotamento de um determinado conjunto de partículas. O primeiro a ser considerado é a existência de partículas com distribuições granulométricas diversas que alteram a condição de dispersão inicial. O outro fator é a morfologia das partículas, conforme mostrado na Figura 2a-c, onde é possível observar um sistema composto por partículas de diferentes granulometrias e formatos. Além disso, devemos considerar ainda que a porosidade interna das partículas também altera a densidade de um material. (OLIVEIRA et al., STUART, PILEGGI, PANDOLFELLI, 2000). Em relação à resistência mecânica, medida através do módulo elástico, observa-se que ambas as amostras verdes apresentaram baixa resistência (Figura 1b), o que está relacionado com o alto nível de PT inicial. No entanto, essa resistência foi adequada para permitir a desmoldagem e manuseio das peças sem causar rompimento das mesmas.

Com aumento da temperatura para 1300 °C, dois efeitos distintos são observados (FIGURA 1a). Para as amostras contendo 10% de alumina hidratável observa-se uma diminuição da porosidade total em relação às amostras verdes, enquanto as amostras contendo 40% do ligante apresentaram um aumento na

porosidade total, apesar de as amostras verdes terem apresentado um grau menor de poros. Este efeito possivelmente está associado à desidratação da baierita e da boemita (fases formadas durante a hidratação do ligante hidráulico) que ocorre entre 200 e 550 °C, e também as subseqüentes transformações de fases meta-estáveis da alumina que ocorrem entre 600 e 1000 °C. Esses fenômenos ocorrem gerando poros nas estruturas, além de trincas e defeitos superficiais nas partículas (Figura 2 d-f), que também contribuem para o aumento da porosidade total. Portanto, a adição de 40% do ligante hidráulico resultou em um sistema extremamente poroso (Figura 1a) e com menor resistência mecânica (Figura 1b), quando comparado ao sistema contendo 10% do ligante. Na adição de 10% do ligante, a desidratação da baierita e boemita e transformações de fases geraram uma menor quantidade de poros. Assim, em 1300 °C, as partículas de alumina calcinada tinham certo grau de ligação entre elas (Figura 2 d-f), o que favoreceu o primeiro estágio do processo de sinterização, caracterizado pela formação de um pescoço entre os grãos que, inicialmente, apenas se tocam, formando um contato contínuo da matéria. O transporte de matéria neste tipo de sinterização ocorre por difusão dos átomos a partir das partículas no interior do material para as regiões do empescoamento, as quais crescem com o tempo de sinterização. (YOKOYAMA, 2008). Esse processo levou a uma diminuição da porosidade total e conseqüentemente aumento na resistência mecânica (Figura 1b).

Com o aumento da temperatura para 1500 °C, todas as amostras perderam porosidade total. Nesta temperatura o processo de sinterização evoluiu para o segundo estágio, onde ocorre crescimento dos grãos e densificação do corpo cerâmico, em razão do aumento das áreas de contato entre as partículas e da diminuição do volume total ocupado pelos poros (Figura 2 g-i). Entretanto as amostras com menor teor de alumina hidratável apresentaram menores níveis de porosidade total e conseqüentemente melhores propriedades mecânicas (Figura 1: A-B).

Figura 01: A) Porosidade total geométrica e B) módulo elástico das cerâmicas contendo 10 e 40% de alumina hidratável no estado verde e sinterizada em 1300 °C e 1500 °C.



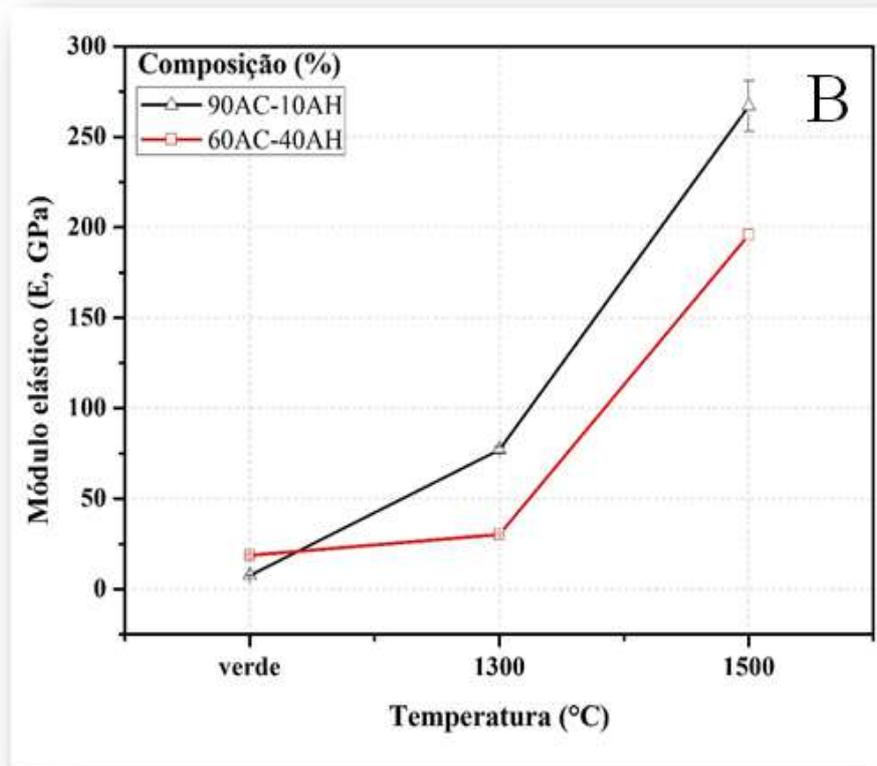
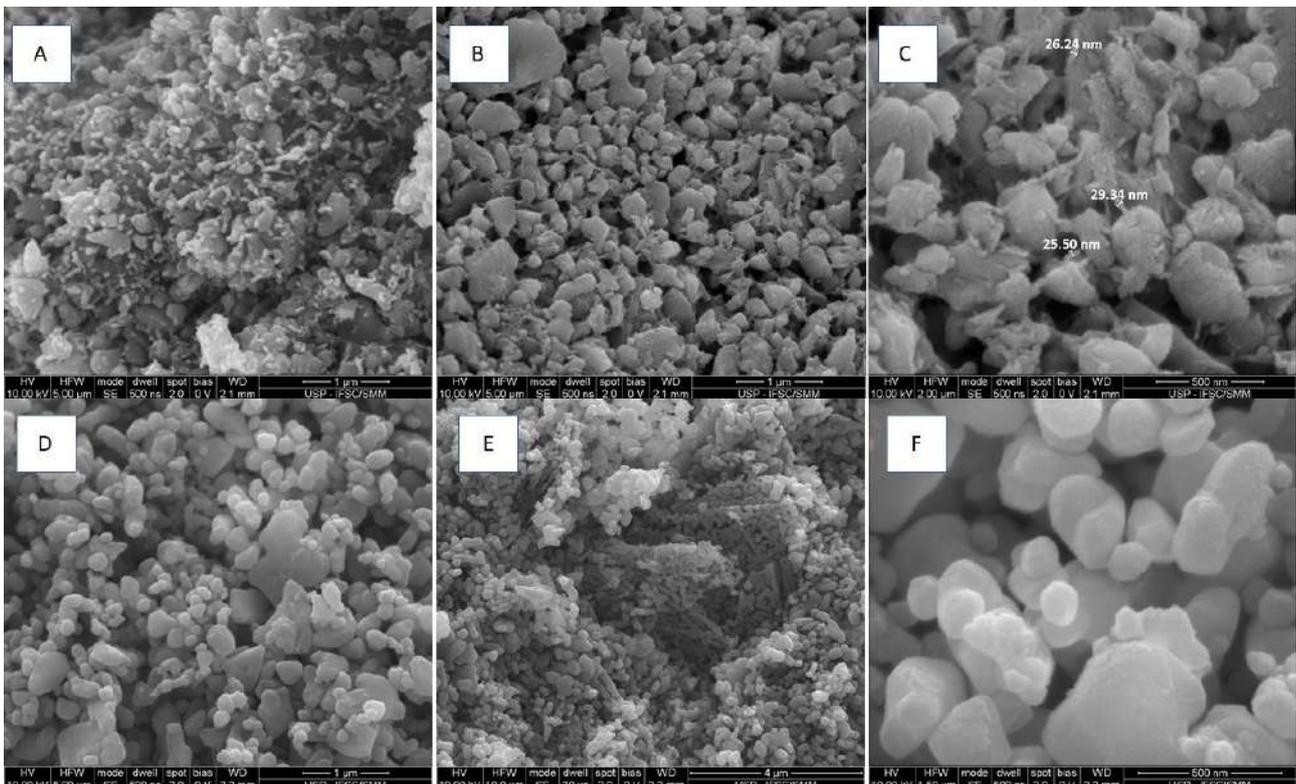
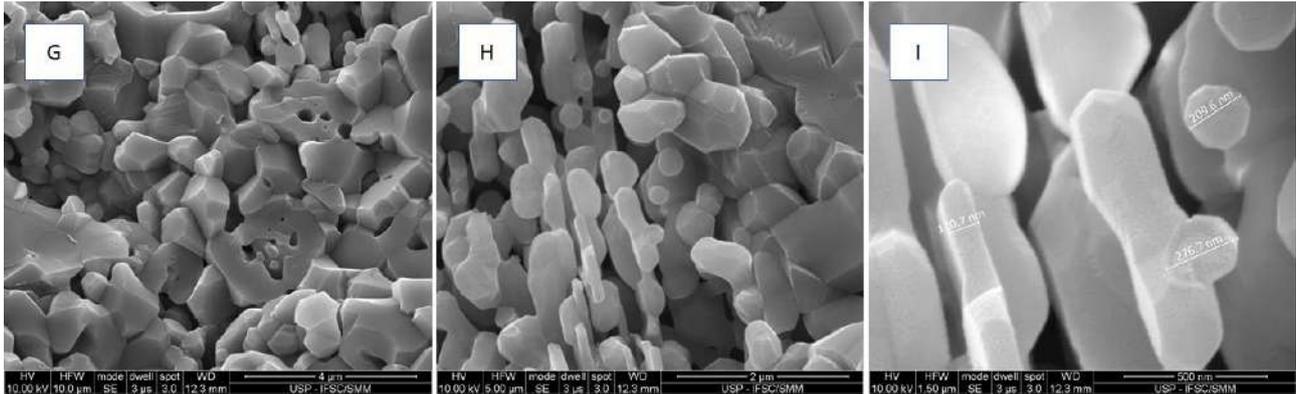


Figura 2: Microscopia eletrônica de varredura da superfície de fratura das amostras contendo 10% do ligante hidráulico e 90% de alumina calcinada. A-C amostras verdes, D-F amostras sinterizadas em 1300°C e G-I amostras sinterizadas a 1500°C.





2.5 CONCLUSÕES

Através das análises, foi possível observar que quanto maior a concentração de alumina hidratável no sistema, maiores níveis de porosidade total são observados com o aumento da temperatura, dessa forma, podemos concluir que dependendo do teor de alumina hidratável adicionado ao sistema, ele pode atuar também como agente porogênico. Esses efeitos estão relacionados com as transformações de fases que são acompanhadas de uma intensa perda de massa e consequente geração de mesoporos e defeitos nas superfícies das partículas que também contribuem para o aumento da porosidade.

Com o aumento da temperatura de 1300 °C para 1500 °C foi observado que os dois sistemas perderam porosidade total e aumentaram suas resistências mecânicas. A perda de porosidade está associada com o avanço do processo de sinterização, que é mais intenso e eficaz nas amostras com 10% de ligante hidráulico. O aumento nos níveis de resistência mecânica está associado ao aumento de densidade das amostras, devido, não apenas a diminuição da quantidade de poros, mas também da quantidade de defeitos superficiais como trincas e mesoporos nas partículas.

Esta investigação foi importante para determinar o teor adequado de ligante hidráulico na preparação de cerâmicas de alumina. Os resultados sugerem que uma quantidade excessiva de alumina hidratável pode levar a uma queda acentuada nas propriedades mecânicas durante o aquecimento, podendo ocasionar o desmoronamento da estrutura.

CAPÍTULO 02: Avaliação da influência do tipo de compactação nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina.

Neste capítulo, avaliaram-se dois tipos diferentes de compactação (moldagem e prensagem uniaxial) na preparação de cerâmicas de alumina. O foco foi investigar se o tipo de compactação tem influência significativa nas propriedades físicas, como resistência mecânica e porosidade total.

3.0 DESENVOLVIMENTO

3.1 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A etapa de conformação é de fundamental importância para o processo cerâmico, uma vez que é nesta que o material adquire a forma e características estruturais. O processo de compactação apresenta grande influência nas características do produto acabado, assim deve ser devidamente controlado, pois as variáveis da máquina e também da matéria prima podem contribuir nas características do produto produzido (AMORÓS, 2000). Este processo pode ser considerado a primeira das operações básicas da metalurgia do pó para a obtenção de produtos sinterizados, possuindo as seguintes vantagens como: conformar o pó numa forma próxima da desejada, obter altas densidades, atingir o nível de porosidade desejada, conferir resistência mecânica suficiente para permitir manuseio posterior e proporcionar o necessário contato entre as partículas para que a operação de sinterização seja efetuada de modo adequado.

Mediante aos avanços tecnológicos, podemos citar várias técnicas no qual a indústria disponibiliza como manuseio: a conformação por vibração, conformação por gravidade (pó solto), colagem por barbotina (slip casting), compactação uniaxial simples, dupla ação, dupla ação com matriz flutuante, de ação múltipla e compactação isostática a frio e a quente, (GERMAN, 1984).

Neste trabalho, o foco será nos seguintes métodos de compactação: prensagem uniaxial e moldagem:

O processo de compactação por prensagem uniaxial, que é um dos principais métodos utilizados na fabricação de produtos cerâmicos, consiste na aplicação de pressão em um material pulverizado, confinado no interior de uma matriz rígida ou de um molde flexível. A prensagem é dividida em três estágios: (a) preenchimento do molde ou da matriz, (b) compactação do pó e (c) extração da peça (SANTOS, 2012). Na prática industrial predomina o método de compactação uniaxial nas suas várias formas de aplicação de pressão. Neste processo, ocorre basicamente o re-arranjo e a deformação das partículas, produzindo, desta forma, ligações entre elas (GERMAN, 1984). Existem duas vertentes que são usadas no ramo industrial que é a **prensagem uniaxial** onde a compactação do pó é realizada em uma matriz, por aplicação de carga em um único eixo através de punções. A

aplicação da carga pode ser unidirecional (quando somente um dos punções é movimentado no interior da matriz) ou bidirecional (quando ambas as punções movimentam aplicando a carga) e a na **prensagem isostática** a compactação do pó ocorre dentro de um molde flexível, com a pressão aplicada por meio de um fluido pressurizado, e, portanto em todas as direções (prensagem isostática do tipo wet-bag), ou apenas na direção radial (tipo dry-bag). A prensagem isostática dessa forma reduz o gradiente de densidade da peça compactada (REED, 1995 e BALAKRISHNAN et al., 2001).

No processo de compactação por moldagem, apesar de este processo ser conhecido há algum tempo, o seu uso industrial ainda possui pouco enfoque se comparado com a maioria dos processos que aqui já foram citados, pois possui elevada importância e vem sendo muito estudado nos últimos anos, principalmente porque é o método onde se conseguem as formas mais complexas em peças refratárias (ZORZI, 1996).

O processo de moldagem por injeção é potencialmente um processo de alta produção, e tem a capacidade para produção de formas bastante complexas. Existem basicamente dois tipos de moldagem por injeção: com alta pressão (método tradicional) e com baixa pressão. As desvantagens de ambos os processos são a dificuldade na remoção pelo ligante e o alto custo com ferramentas. Estas desvantagens são diminuídas quando se utiliza o processo de injeção à baixa pressão (ZORZI, 1996). Normalmente o processo ocorre com a utilização de uma mistura do pó cerâmico, um veículo orgânico e um surfactante, no caso de misturas a baixa pressão. Este veículo orgânico consiste basicamente de uma cera, como a parafina ou um surfactante como o ácido oleico, por exemplo (PELTSMAN, 1984). Segundo outros autores, a composição da mistura consiste principalmente de alguns destes quatro componentes, não necessariamente todos: um polímero (polipropileno, polietileno, poliestireno, etc.) (PULQUERIO, 1994). O veículo orgânico é o responsável pela mistura e se torna injetável, o que permite formar peças por injeção. Embora o veículo orgânico não seja um componente final da peça, ele é o responsável pelo sucesso e pelo processamento. Ele tem forte influência no empacotamento das partículas, aglomerados, mistura, reologia, conformação, extração dos componentes, precisão dimensional, defeitos e características químicas (ZORZI, 1996).

3.2 OBJETIVOS

OBJETIVO GERAL

Avaliar a influência de dois tipos diferentes de compactação (moldagem e prensagem uniaxial) nas propriedades mecânicas de cerâmicas porosas de alumina.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS:

- Preparar cerâmicas de alumina moldadas e prensadas uniaxialmente usando alumina hidratável como ligante;
- Realizar a sinterização das amostras em diferentes temperaturas (1100, 1300 e 1500 °C);
- Caracterizar as amostras verdes e sinterizadas em relação à porosidade total geométrica e resistência mecânica.

3.3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.3.1 Preparação das amostras moldadas

Suspensões aquosas contendo 45% vol. de alumina calcinada (A1000 - Alcoa, Brasil) e 45% vol. de hidróxido de alumínio (Hydral - Almatis, Alemanha) foram homogeneizadas em um moinho de esferas por 2 h. Em seguida, 10% vol. do ligante hidráulico alumina hidratável (Alphabond 300, Almatis, EUA) foi adicionado e a suspensão homogeneizada em misturador mecânico por 3 minutos a 500 rpm. As suspensões foram moldadas na forma de cilindros (20 mm x 40 mm), e permaneceram em ambiente de elevada umidade por 24 h a 50 °C e, em seguida, em ambiente ventilado por 24 h a 50 °C ± 1 °C. Após a desmoldagem, as amostras foram secas na estufa a 120 °C por 24 horas.

3.3.2 Preparação das amostras prensadas

Amostras com a mesma composição foram homogeneizadas em moinhos de esferas com álcool isopropílico e esferas de Zircônia durante 30 minutos. Em seguida, a suspensão foi seca em estufa para posteriormente ser compactada na forma de barras de 6 x 20 x 60 mm sob compressão uniaxial de 40 Mpa. Um estudo preliminar foi realizado para definir as melhores condições de compactação das amostras.

Todas as amostras (prensadas uniaxialmente e moldadas) foram tratadas termicamente em 1100, 1300 e 1500 °C (taxa de aquecimento 5 °C/min, patamar de 2 horas a 400 °C e 3 horas na temperatura final, pois segundo a literatura esses patamares são necessários para poder estabilizar na primeira fase aquelas reações de mudança de fase mais abrupta que poderia romper o corpo de prova. Finalmente, as amostras verdes e após tratamentos térmicos foram caracterizadas em relação a porosidade total geométrica (PTG, %), através do método geométrico; 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 e a microestrutura foi avaliada por meio de microscopia eletrônica de varredura nas superfícies de fratura das amostras, no equipamento JEOL JSM-7500F. Os valores de porosidade total geométrica (PTG) e módulo elástico (E) das amostras verdes e tratadas termicamente consiste no valor médio da caracterização de 3 amostras para cada condição.

3.4 RESULTADO E DISCUSSÕES

A Figura 3 apresenta os resultados de porosidade total geométrica (PTG) e módulo elástico (E) das amostras verdes e tratadas termicamente em 1100, 1300 e 1500°C, compactadas por meio de prensagem uniaxial e moldagem. Observa-se na Figura 3A que as amostras verdes, compactadas por prensagem uniaxial ou moldagem apresentaram um nível de porosidade total geométrica em torno de 35 %, enquanto o módulo elástico ficou próximo de 10 GPa (Figura 3B). Nesse momento inicial, a porosidade das amostras está relacionada com os defeitos de empacotamento inerentes aos processamentos, à distribuição granulométrica e ao

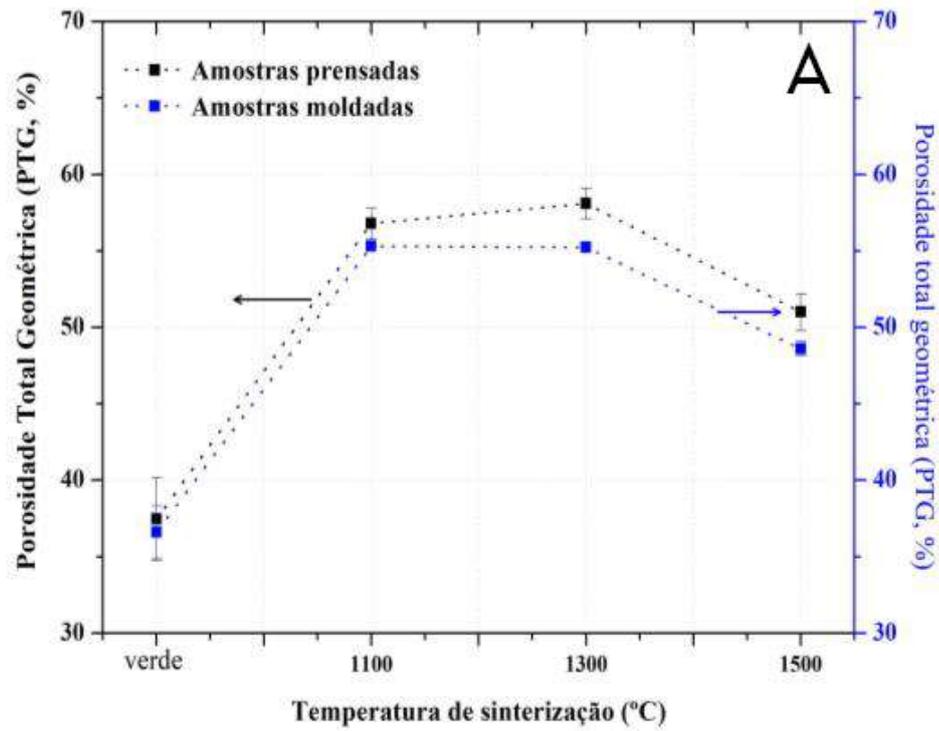
formato das partículas (OLIVEIRA et al., 2000). Na Figura 4, observa-se um sistema composto por partículas de alumina calcinada, com ampla distribuição de tamanho de partículas e morfologias variadas. Essas partículas estão envolvidas por partículas de hidróxido de alumínio, que apresentam um formato hexagonal parcialmente regular, além de partículas menores, aparência esféricas que representam a Boemita, fase formada durante a hidratação do ligante. O baixo valor na resistência mecânica, medida através do módulo elástico, é razoável, uma vez que as amostras ainda não passaram por nenhum tratamento térmico e apresentam uma quantidade significativa de poros. Essa pouca resistência mecânica adquirida é devido à ação do ligante hidráulico, que tem como função principal garantir a resistência mecânica do material após a desmoldagem e durante o aquecimento inicial (até o início da sinterização).

Com o aumento da temperatura para 1100 °C e 1300 °C , nota-se um aumento significativo da porosidade total em relação às amostras verdes, tanto para as amostras prensadas uniaxialmente quanto para as amostras moldadas (Figura 3A). Esse aumento de porosidade total está associado a dois fatores principais: 1) Decomposição do ligante hidráulico, alumina hidratável e formação das fases de transição que ocorrem em temperaturas em torno 300 a 800 °C, sendo que essa faixa de temperatura pode variar, dependendo de uma série de fatores, como por exemplo o tamanho de partículas (HONG, 1988; BROW, 1999); 2) Desidroxilação do $\text{Al}(\text{OH})_3$ e formação de compostos de transição da alumina (SOUZA et al., 2017). Esses eventos ocorrem gerando grandes quantidades de poros nas estruturas, além de trincas e defeitos superficiais nas partículas, especialmente nos compostos de transição formados. Em relação ao módulo elástico, observa-se que em 1100 °C houve uma queda significativa em relação às amostras verdes para os dois modelos de compactação (Figura 3B). Essa diminuição está diretamente relacionada com o aumento nos níveis de PTG. Entretanto, com o aumento da temperatura para 1300 °C, apesar de os níveis de PTG ainda permanecerem elevados, a resistência mecânica começa a aumentar. Nessa temperatura, começa a ocorrer de forma mais efetiva o primeiro estágio do processo de sinterização, caracterizado pelo crescimento do pescoço formado no contato entre os pós (KINGERY, 1976), como pode ser observado na Figura 5C-D. Observa ainda, na Figura 3A, que em 1300 °C houve uma pequena diferença nos níveis de porosidade total para as amostras

prensadas e moldadas. As amostras prensadas apresentaram maior porosidade total provavelmente porque esse método de compactação é menos eficiente no empacotamento de partículas.

O aumento da temperatura para 1500 °C mostra uma diminuição nos níveis de porosidade total, que está associado à sinterização da matriz e ao desaparecimento da mesoporosidade localizada nas superfícies das partículas de $\text{Al}(\text{OH})_3$. Nessa temperatura, as estruturas cerâmicas estão passando pelos estágios intermediários e finais do processo de sinterização, no qual ocorre o arredondamento dos poros e início do processo de crescimento dos grãos, como pode ser observado na Figura 5E-F. Observa-se também que com a diminuição da porosidade as amostras tornaram-se mais rígidas, apresentando módulo elástico em torno de 20 GPa para as amostras moldadas e 15 GPa para as amostras prensadas.

Figura 3: a) Porosidade total geométrica (PTG, %) e b) Módulo Elástico (E) das amostras compactadas por prensagem uniaxial ou moldagem, no estado verde e após sinterização.



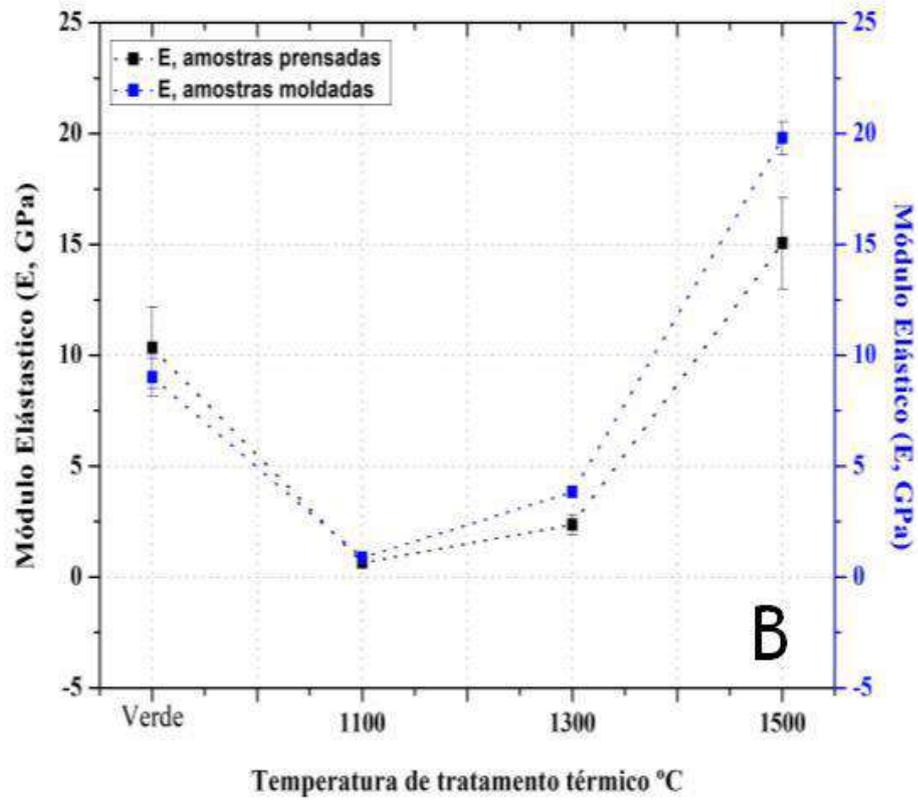


Figura 4: Microscopia eletrônica de varredura-MEV das cerâmicas verdes contendo 45% de alumina calcinada, 45% de hidróxido de alumínio e 10% de alumina hidratável.

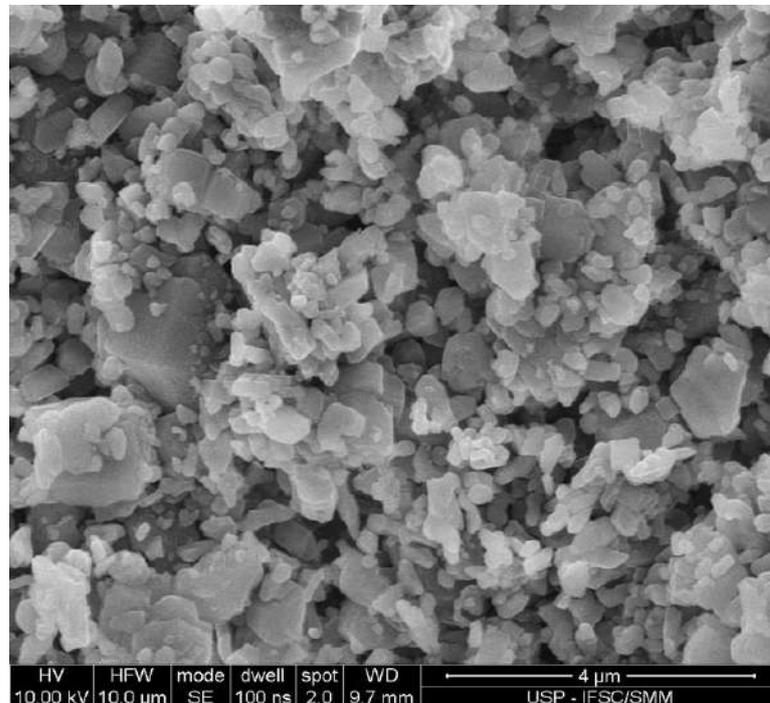
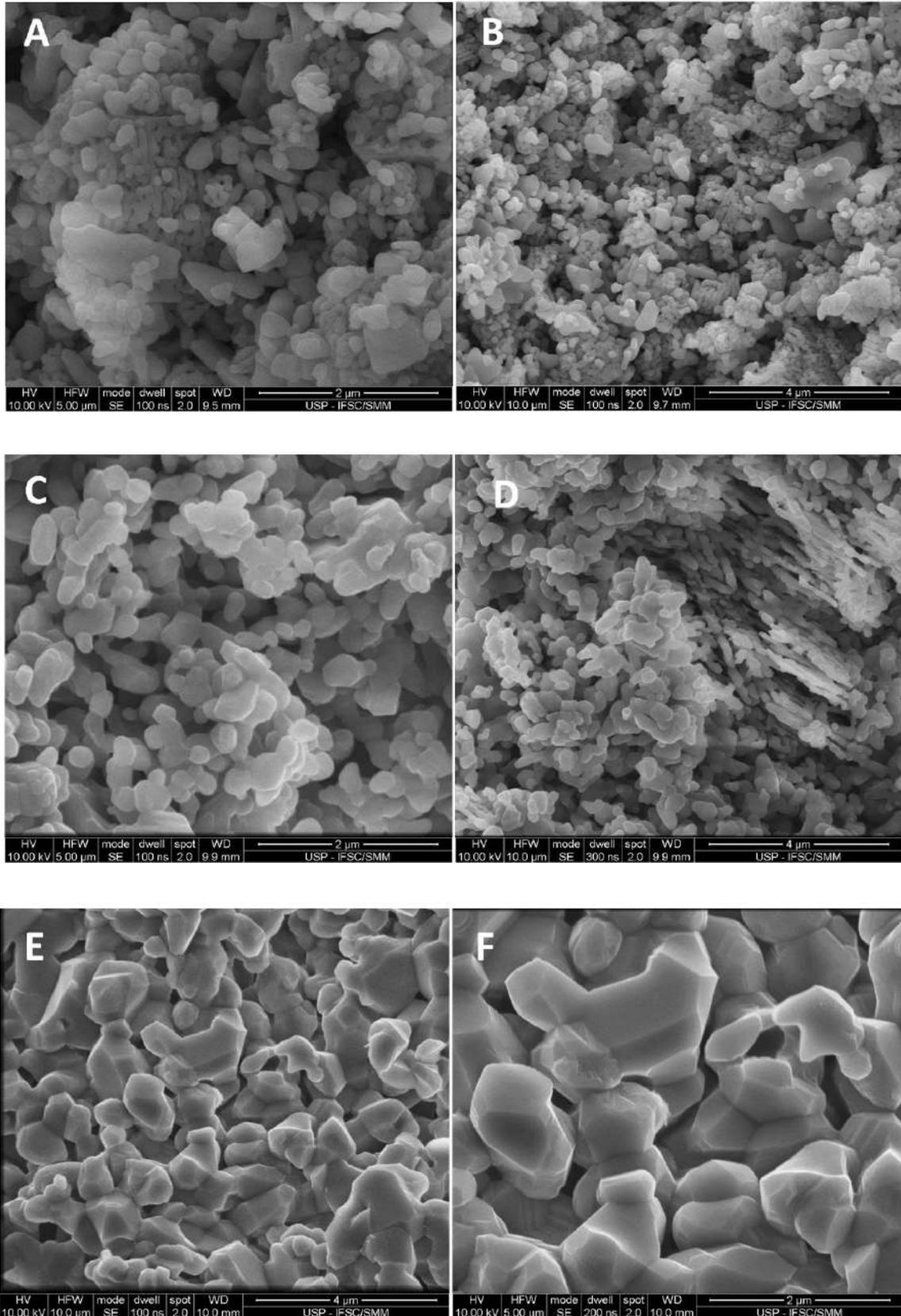


Figura 5: Microscopia eletrônica de varredura-MEV das cerâmicas contendo 45% de alumina calcinada, 45% de hidróxido de alumínio e 10% de alumina hidratável, compactadas por prensagem e sinterizadas em 1100 °C (A e B), 1300 °C (C e D) e 1500 °C (E e F).



3.5 CONCLUSÕES

Os resultados permitiram avaliar o efeito de dois métodos de compactação (moldagem e prensagem uniaxial) nas propriedades físicas como porosidade total e módulo elástico de cerâmicas de alumina no estado verde e sinterizadas em diferentes temperaturas. Nas amostras verdes, a porosidade inicial foi a mesma nos dois sistemas (moldados e prensados), entretanto com o aumento da temperatura e início do processo de sinterização, a partir de 1300 °C, as amostras prensadas passaram a apresentar um valor de porosidade total um pouco mais alto em relação às amostras moldadas e conseqüentemente menores valores de módulo elástico. Conclui-se, portanto, que o método de compactação teve pouca influência nas propriedades físicas de cerâmicas de alumina. Dessa forma, a escolha do método de conformação das peças cerâmicas fica a critério e dependerá das ferramentas e materiais disponíveis para a preparação das mesmas. Em relação à praticidade e custo benefício, recomenda-se a preparação de peças moldáveis, que de forma geral, precisam de materiais e equipamentos mais acessíveis.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABE, H.; SATO, K.; NAITO, M.; NOGI, K.; HOTTA, T.; TATAMI, J.; KOMEYA, K. Effect of granule compaction procedures on defect structure, fracture strength and thermal conductivity of AlN ceramics. *Powder Technology*, v. 159, n. 3, p. 155-160, 2005.

ABREUA Renato M., Juarês B de A Júnior, Pedro F Azevedo, Rafael C Mansour, William R Machado e Marcelo H P da Silva, Análise em microscopia eletrônica de varredura (MEV) de resíduo de tiro, Instituto Militar de Engenharia, Seção de Engenharia Mecânica e de Materiais – Praça General Tibúrcio, 80, 22290-270, Praia Vermelha, Rio de Janeiro, RJ, Brasil. 2017

AMORÓS, J.L.A. A operação de prensagem: considerações técnicas e sua aplicação industrial: Parte I: o preenchimento das cavidades do molde. *Revista Cerâmica Industrial*, São Paulo, v.5, n.5, p.23-28, set./out. 2000.

BALAKRISHNAN, A.; MARTIN, C. L.; SAHA, B.S.; JOSHI, S. Modelling of compaction and green strength of aggregated ceramic powders. *J. Am. Ceram. Soc.*, v. 94, n. 4, p. 1046-1052, 2011.

BENGISU, M. Engineering Ceramics. 1. ed. [S.I.]: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2001.

BRAULIO M. A. L., MILANEZ D. H., SAKO E. Y., BITTENCOURT L. R. M., PANDOLFELLI V. C. Grupo de Engenharia de Microestrutura de Materiais - GEMM, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de S. Carlos, Rod. Washington Luiz, km 235, C.P. 676, S. Carlos, SP, 13565-905, 2010.

BROW W. Ma, P., J. Am. Ceram. Soc. 82, 2 (1999) 453456.

CARDOSO F. A., INNOCENTINI M. D. M., MIRANDA M. F. S., VALENZUELA F. A. O., PANDOLFELLI V. C., Drying behaviour of hydratable alumina-bonded refractory castables, J. Eur. Ceram. Soc. 24, 4 (2004) 797.

CARDOSO, F. A.; et al. Drying behavior of hydratable alumina-bonded refractory castables, J. Eur. Ceram. Soc., vol. 24, n. 5, pp. 797–802, 2004.

FERNANDES, L. Development and control of the microstructure of ceramics based on mullite formed in situ for application in thermal insulation. 95 f. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

FERREIRA, V. L. Evolução da microestrutura do hexaluminato de cálcio (CaAl_2O_9) formado "in situ" para obtenção de cerâmicas refratárias porosas. 2015. 100p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.

GERMAN, R.M. Powder Metallurgy Science. Princeton, N.J, Metal Powder Industries Federation, 1984, 279p.

HONG Y., Taikabutsu Overseas 9, 1 (1988) 35-38.

HOTTA, T.; NAKAHIRA, K.; NAITO, M.; SHINOHARA, N.; OKUMIYA, M.; UEMATSU, K. Origin of strength change of silicon nitride ceramics with the alteration of spray drying conditions. **J.Euro. Ceram. Soc.**, v. 21. n. 5, p. 603–610, 2001.

KINGERY, W. D.; et al. Introduction to ceramics. 2 ed. New York: Wiley Interscience, 1976. p.788-1016.

KUMAR, D. B. R. et al. Acrylic co-polymer emulsion binders for green machining of ceramics. European Polymer Journal, v. 36, p. 1503-1510, 2000.

LEE, W. E., R. E. Moore, J. Am. Ceram. Soc. 81, 6 (1998).

LEWIS, J. A. Binder removal from ceramics. Annual Review of Materials Science, 1997. 147- 173.

MCCOLM I.J. 2013. Dictionary of Ceramic Science and Engineering. London, Springer, 3ª ed., 549 p. ISBN: 9789400709157, doi: 10.1007/978-94-007-0916-4
Microscopia eletrônica de varredura: aplicações e preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores [recurso eletrônico] / Berenice Anina Dedavid, Carmem Isse Gomes, Giovanna Machado. – Porto Alegre: EDIPUCRS, 2007.

NAGATANI, T. et al. Development of an ultra high resolution scanning electron microscope by means of a field emission source and inlens system. Scanning Microsc., v.11, p.901-909, 1987.

OLIVEIRA I. R., STUDART A. R., PILEGGI R. G., V. C. PANDOLFELLI, Dispersão e empacotamento de partículas – princípios e aplicações em processamento cerâmico, Fazenda Arte Editorial, S. Paulo, SP (2000).

OLIVEIRA, I. R.; et al. Cinética de hidratação de ligantes à base de alumina hidratável ou aluminato de cálcio, Cerâmica, vol. 53, n. 325, pp. 20–28, 2007.

PELTSMAN, I.; PELTSMAN, :tv[. Low pressure moulding of ceramic materials. Inter - ceram, n.4, p.56. 1984.

PUTIQUERIO, B. de M.; FORTULAN, C.A.; EGE, P.A.S. Injeção de cerâmica avançada para produção de componentes. Máquinas e Metais, n.342, p.74-83,1994.

RAHAMAN MN. Ceramic processing and sintering. Second Edition. 270 Madison Avenue, New York, NY 10016, USA: Marcel Dekker, Inc; 2003.

REED, J.S. Principles of ceramic processing, second edition. John Wiley & Sons, 1995. cap. 22, pressing. p. 418-422

SANTOS A. A., estudo das variáveis no processo de compactação de pós à base de alumina, dissertação 2012.

SANTOS P. S., Ciência e Tecnologia de Argilas, 2ª Ed, vol. 1, Ed. Edgar Blücher, S. Paulo, SP (1989) 397p..

SANTOS, D. A., et al. Técnicas para a disposição de rejeitos de minério de ferro. Universidade Federal de Ouro Preto, 2012.

SHINOHARA, N.; OKUMIYA, M.; HOTTA, T.; NAKAHIRA, K.; NAITO, M.; UEMATSU, K. Formation mechanisms of processing defects and their relevance to the strength in alumina ceramics made by powder compaction process. Journal of Materials Science, v. 34, n. 17, p. 4271-4277, 1999.

SINGH.V. K. High-alumina refractory castables with calcium aluminate binder. J. Mater. Sci. Lett., vol. 8, n. 4, pp. 424–426, 1989.

SOUZA, A. D. V. Evolução microestrutural e de propriedades físicas de cerâmicas porosas moldáveis de alta alumina durante calcinação e sinterização. 116 p. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2016.

SOUZA, ADRIANE D.V.; SALOMÃO, R.; UEHARA, J. S.; KAWAMURA, M. Hydratable alumina-bonded suspensions: Evolution of microstructure and physical properties during first heating. INTERCERAM. Hydratable alumina-bonded suspensions: Evolution of microstructure and physical properties during first heating, v. 66, p. 28-37, 2017.

STUDART. A. R. Zhong, PANDOLFELLI V. C., obtenção de concretos auto-escoantes zero-cimento a partir do controle reológico da matriz, Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de S. Carlos, Via Washington Luís, km 235, S. Carlos, SP, 13565-905, 1999.

TAKAHASHI, H.; SHINOHARA, N.; OKUMIYA, M.; UEMATSU, K.; JUNICHIRO, T.; IWAMOTO, Y.; KAMIYA, H. Influence of slurry flocculation on the character and compaction of spray-dried silicon nitride granules. **J. Am. Ceram. Soc.**, v. 78, n. 4, p. 903-908, 1995.

VAIDYA, S.D., et al.). Study of phase transformations during hidration of rho alumina by combined loss on ignition and X-ray diffraction technique. J. of Physics and Chemistry of solids, v. 32, n. 0, pp. 977-986, 2001.

YOKOYAMA, M. Obtenção e Caracterização de Compósitos e Nanocompósitos de Alumina-Diamante. 2008. 63p. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Universidade São Francisco, Itatiba. São Paulo.

ZORZI J. E. Conformação de cerâmicas de alta tecnologia com formas complexas, Dissertação para obtenção do título de Mestre em Engenharia Porto Alegre 1996.

6. PROPOSTAS PARA TRABALHOS FUTUROS

Com a experiência adquirida durante a realização desta pesquisa, sugere-se que novas investigações possam ser realizadas nos laboratórios da Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará (UNIFESSPA), como por exemplo:

- 1) estudar a eficiência do ligante alumina hidratável, bem como outros ligantes orgânicos (PVA ou PVB) em cerâmicas preparadas com caulim paraense;
- 2) Realizar o estudo térmico do caulim paraense;
- 3) Investigar qual o método de compactação mais adequado na obtenção de cerâmicas preparadas com caulim paraense;
- 4) Preparar estruturas porosas no sistema alumina-mulita, usando caulim paraense como fonte de mulita;

ANEXOS

A realização deste trabalho permitiu a apresentação dos resultados em uma revista científica e em diferentes eventos científicos (Nacional, regional e Local).

Publicação de artigo científico:



REVISTA **Processos Químicos**

Início Atual Arquivos Submissões Sobre ▾ Desenvolvimento Tecnológico ▾

Início / Arquivos / v. 12 n. 23 (2018): Revista Processos Químicos - ISSN 1981-8521 / Artigos Gerais

Propriedades Físicas de Cerâmicas de Alumina Moldada com Alumina Hidratável: Efeito do Tamanho de Partícula da Matriz.

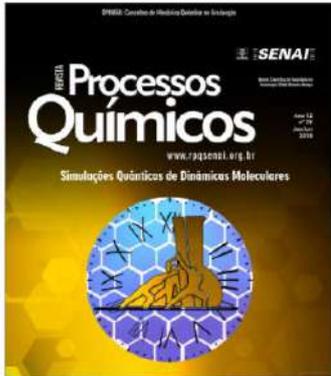
Ediane P. P. Braga
Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará (UNIFESSPA)

Ester Gusmão
Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará (UNIFESSPA)

Adriane D. V. de Sousa
Universidade Federal do Sul e Sudeste do Pará (UNIFESSPA)

DOI: <https://doi.org/10.19142/rp.q.v12i23.431>

Palavras-chave: Alumina calcinada, Alumina hidratável, Propriedades físicas.



Processos Químicos

www.rp.q.unifesspa.org.br

Simulações Quânticas de Dinâmicas Moleculares

SENAI

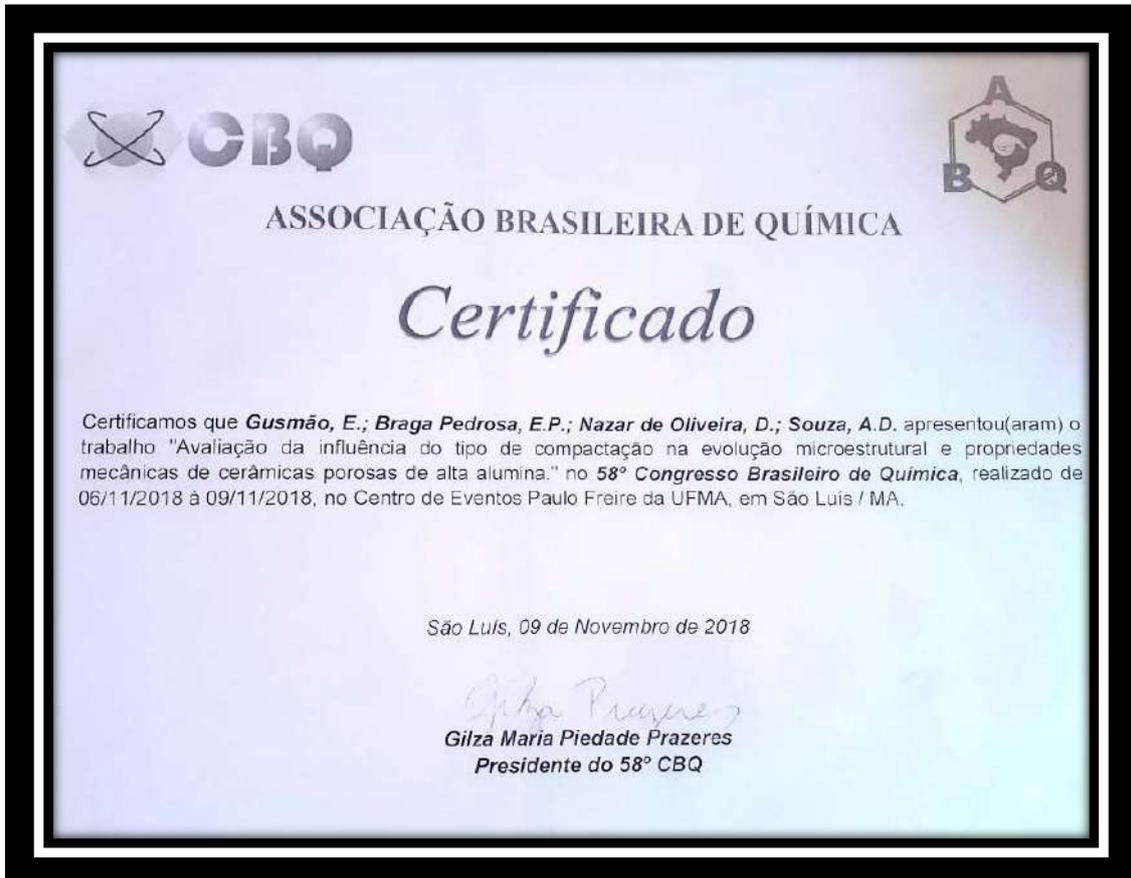
ISSN 1981-8521

Volume 12, Número 23, 2018

I) III Encontro Regional da Sociedade Brasileira de Química-PA & I Escola de verão Paraense de Química (SBQ) e FAPESPA.



II) 58° Congresso Brasileiro de Química- CBQ e XXXVII Encontro nacional dos estudantes de química- ENEQUI



III) I Congresso amazônico de mineração, metalurgia e materiais. Conectando novas tecnologias no cenário amazônico (I COAMA) e para Conselho Nacional de Desenvolvimento de Iniciação Científica (CNPq).



IV) XXXVII Encontro nacional dos estudantes de química- ENEQUI/RJ

