

## SINTERIZAÇÃO DE CERÂMICAS DE SiC, VIA FASE LÍQUIDA, COM ADITIVOS DE Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Atilio, I. (1); Oliveira, M. R. (1); Garcia, G. C. R (1); Ribeiro, S. (1)

(1) Escola de Engenharia de Lorena (EEL-USP) – Departamento de Eng. De Materiais – Pólo Urbo Industrial , Gleba Al6, C.P. 116, 12600-970, Lorena, SP

e-mail: [isabelaatilio@hotmail.com](mailto:isabelaatilio@hotmail.com)

### RESUMO

*O objetivo deste trabalho foi estudar a sinterização do SiC, via fase líquida, usando o sistema de aditivos Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pela primeira vez. As amostras foram sinterizadas nas temperaturas de 1900, 1950 e 2000°C por 60 minutos. O ponto de fusão do sistema foi determinado segundo a norma DIN 51730. Verificou-se a capacidade de molhamento do sistema no SiC. Os resultados de densificação foram: 86,36% a 1900°C, 88,25% a 1950°C e 82,09% a 2000°C. A retração linear média foi de aproximadamente 17%. Houve transformação de β-SiC em α-SiC em todas as temperaturas de sinterização e formação da fase Yb<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>. A temperatura de fusão encontrada para o sistema foi 1850°C, sendo coerente com o valor apresentado no diagrama de fases, e o ângulo de molhabilidade, 20°. O sistema Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> é promissor para se fazer sinterização via fase líquida do SiC, por apresentar um bom resultado de molhabilidade.*

Palavras-chaves: aditivos, sinterização, carbetto de silício, fase líquida.

### INTRODUÇÃO

O carbetto de silício, SiC, é uma das cerâmicas de alto desempenho com muitas aplicações, principalmente em ambientes quimicamente agressivos e temperaturas elevadas, tudo isso devido às suas propriedades físicas, térmicas, mecânicas, etc<sup>(1-4)</sup>.

Segundo a H. C. Starck, uma das maiores produtoras de SiC com elevada pureza para aplicações em cerâmicas avançadas, as principais aplicações de cerâmicas de SiC são: ferramentas de corte para cerâmicas, componentes para motores automotivos, componentes de elevado desempenho para engenharia mecânica, componentes de

mancais (bolas de alta precisão), metalurgia (tubos protetores para termopares, hastes, cadinhos, etc), engenharia química (por exemplo: trocadores de calor), partes funcionais de máquinas para indústria têxtil e produção de lingotes de silício <sup>(5)</sup>.

O carbetto de silício é uma substância inorgânica de baixa massa específica (3,21 g/cm<sup>3</sup>) e apresenta duas fases cristalinas principais, a SiC beta, estável até aproximadamente 2000°C e a SiC alfa, estável até aproximadamente 2700°C, temperatura acima da qual o SiC decompõe-se em silício e carbono <sup>(6-10)</sup>.

Por ser uma substância covalente, de ligações direcionadas, o SiC possui baixo coeficiente de autodifusão, tornando-se, desta maneira, difícil de obter elevada densificação quando sinterizado sem aditivos <sup>(9,11-13)</sup>; portanto as cerâmicas de SiC, para aplicações estruturais, são obtidas sinterizando pós compactados de misturas de SiC e aditivos.

A sinterização via fase líquida é bastante complexa, pois vários mecanismos ocorrem simultaneamente, dificultando o estudo destes separadamente. O processo pode ser basicamente descrito em três estágios: rearranjo e molhamento, solução-reprecipitação, e coalescimento dos grãos.

1º estágio (rearranjo e molhamento): a maior taxa de densificação ocorre neste estágio, e depende do tamanho e forma do pó de partida, como também da quantidade e viscosidade da fase líquida; está relacionada com o ângulo diedral, definido como a razão da energia de contorno de grão com a energia de superfície sólido-líquido ou sólido-vapor. Quanto menor o ângulo diedral, melhor será a permeabilidade do líquido nos contornos de grãos<sup>(14)</sup>. As forças capilares promovem uma densificação, pois as partículas se reempacotam com um número de coordenação maior, havendo retração linear <sup>(15)</sup>.

2º estágio (solução-reprecipitação): com o aumento do tempo e da temperatura, o mecanismo de solução-difusão-precipitação começa a sobrepor-se ao processo de rearranjo. A força principal nesse estágio é a alta solubilidade nos pontos de contato das partículas causadas pelas forças capilares, bem como os gradientes de potenciais químicos entre as pequenas e as grandes partículas, o que leva a um aumento da dissolução das partículas pequenas <sup>(14)</sup>. Neste estágio, a parte sólida se dissolve no líquido (solução), e após supersaturar a solução, a parte sólida precipita (reprecipitação). A acomodação dos grãos leva à eliminação dos poros <sup>(15)</sup>.

3º estágio (coalescência): é caracterizado pela coalescência, não havendo grande contribuição à densificação. Nesse estágio acontece o efeito “Ostwald ripening”, em que

os grãos coalescem devido ao efeito da minimização da energia superficial, ocorrendo precipitação na superfície dos grãos grandes <sup>(16,17)</sup>.

A força motora para o processo de sinterização é a redução da energia de superfície do sistema. A presença de fase líquida gera energias de superfícies que devem ser consideradas, nomeadas: líquido/vapor ( $\gamma_{LG}$ ) e sólido/líquido ( $\gamma_{SL}$ ). Quando um líquido é colocado em uma superfície sólida, ou ele irá molhar a superfície e se espalhar ou ficará em forma de uma gota. O nível de molhamento e se o sistema está sendo molhado ou não é quantificado pelo ângulo de contato de equilíbrio ( $\theta$ ) que forma entre o líquido e o sólido, definido pela Figura 1. O simples balanço de energias indica que no equilíbrio:

$$\gamma_{SG} = \gamma_{SL} + \gamma_{LG} \cos \theta \quad (A)$$

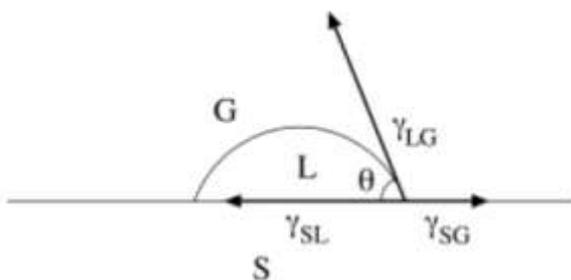


Figura 1 – Tensões superficiais nas interfaces entre três fases distintas <sup>(18)</sup>.

Altos valores de  $\gamma_{SG}$  e baixos valores de  $\gamma_{SL}$  e/ou  $\gamma_{LG}$  promovem molhamento. Uma condição necessária para que a sinterização via fase líquida ocorra é o ângulo de contato estar entre 0 e 90°, onde o sistema é molhado. Para sistemas em que o molhamento não ocorre, o líquido formará gotas nos poros, e a sinterização ocorrerá via estado sólido <sup>(19)</sup>.

A completa penetração do líquido nos contornos de grãos é também importante para o desenvolvimento microestrutural final. Quando certa quantidade de líquido é formada, a sua distribuição (penetração) entre os grãos da fase sólida depende do ângulo diedral ( $\psi$ ), definido pela Figura 2.

$$\gamma_{SS} = 2\gamma_{SL} \cos \psi \quad (B)$$

Na Figura 3, no diagrama calculado de  $Yb_2O_3 - Al_2O_3$ , identifica-se como o eutético com menor temperatura o de fração molar de aproximadamente 0,84, valor que será utilizado para os cálculos de massa das amostras a serem sinterizadas.

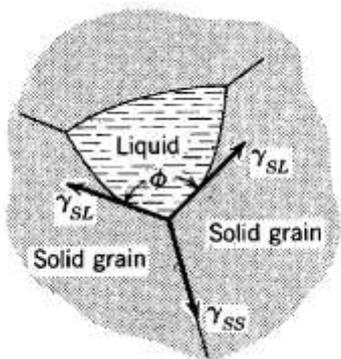


Figura 2 – Ângulo diedral entre sólidos e líquidos <sup>(14)</sup>.

No resfriamento da amostra de fração molar de 0,84 de Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> neste sistema, pode-se observar que a fase YbAG (Yb<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub>) é formada. A formação desta fase é devido à seguinte reação:

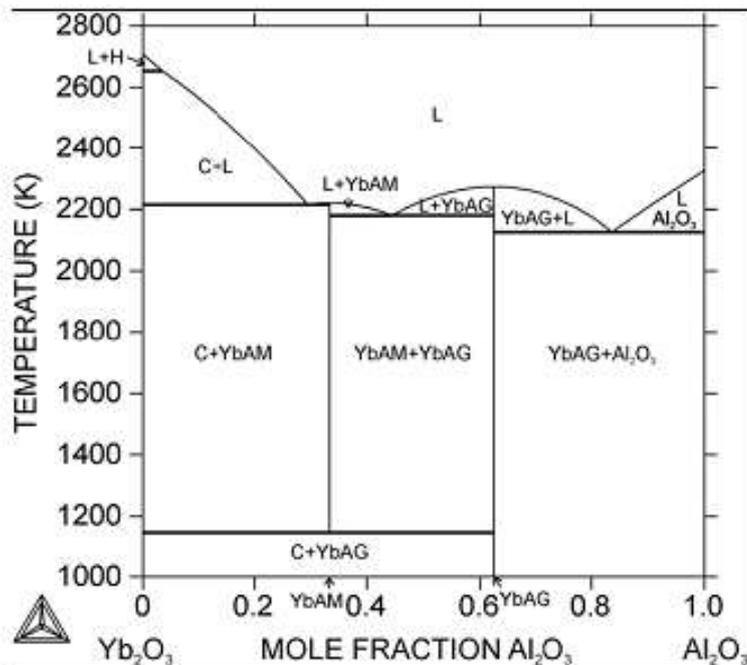
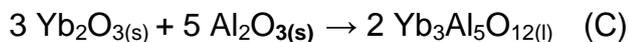


Figura 3 – Diagrama de fases para o sistema Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (calculado) <sup>(20)</sup>.

A temperatura de fusão do sistema de aditivos Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + RE<sub>2</sub>O<sub>3</sub> pode ser avaliada utilizando a norma DIN 51730 <sup>(21)</sup>, ou seja, quando as amostras atingem o formato de meia esfera a partir do seu aquecimento em um forno.

## MATERIAIS E MÉTODOS

Para realização desse trabalho, foram usadas matérias-primas de alta pureza.

Dentre estes materiais podem-se destacar os comercialmente disponíveis:

1. Carbetto de silício - SiC tipo GRADE BF-12 da Hermann C. Starck (HCST).
2. Óxido de alumínio –Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> da BaikaloX , com 99,99% de pureza.
3. Óxido de itérbio – Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> da ABCR GmbH&Co.KG 99,9% de pureza.
4. Álcool Isopropílico - Isopropanol (C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>O): tipo P. A. da Synth, pureza de 99,9%.
5. Argônio (Ar) gasoso: Tipo 5.0 analítico, fornecido pela Lide, com pureza mínima de 99,999%.

A mistura de SiC + (Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) foi composta de 90%, em volume, de SiC e 10%, em volume, da mistura eutética de menor temperatura do sistema Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. A Tabela 1 mostra a composição da mistura em porcentagem mássica.

Tabela 1 – Composição da mistura de SiC + (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), em % massa.

Composição em (% massa)	
Matérias primas	Mistura com (Yb <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> )
SiC	84,42
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8,97
Yb <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	6,61

Os pós dos aditivos foram pesados em balança de precisão de 0,001g e, em seguida, misturados em moinho de atrição por 30 minutos a 1000 rpm, em meio de álcool isopropílico e bolas de nitreto de silício. Em seguida, foi adicionado SiC ao moinho de atrição, contendo já a mistura de aditivos, e deixado por mais uma hora a 1000 rpm. Após o processo de moagem, secou-se a suspensão em um evaporador rotativo, a 90°C, com recuperação do álcool isopropílico. Após a secagem, a mistura foi desaglomerada em peneiras ABNT 40.

O pó obtido na secagem da mistura, após ter sido desaglomerado, foi compactado em prensa uniaxial com dupla ação de pistões em matriz de aço especial, com as seguintes dimensões: 65 mm de comprimento, 6 mm de largura e 7 mm de altura. As amostras foram prensadas em 3 ciclos, 2 de 12 MPa por 10 segundos e um ciclo de 25

MPa por 1 minuto. Após a prensagem uniaxial as amostras foram prensadas isostaticamente a 300 MPa.

Para a determinação do ciclo de sinterização das amostras, foi realizado experimentalmente, segundo a norma DIN 51730 a determinação do ponto de fusão do sistema  $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ . Para isso, uma amostra do sistema de aditivos  $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$  foi prensada em matriz cilíndrica e levada ao forno de resistência de grafite, Thermal Technology Inc., tipo1000-4560-FP20. A evolução da forma da amostra em função da temperatura foi acompanhada com uma câmera acoplada KODO CCD COLOUR com lente objetiva 4/50 mm com anel adaptador e um computador com placa de captura de imagem YC+ Mono, Matrox II.

Após serem prensadas isostaticamente, as amostras de  $\text{SiC} + (\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Yb}_2\text{O}_3)$  foram colocadas em cadinho de grafite e envolvidas em uma cama protetora constituída de uma mistura de mesma composição das amostras, com pequena adição de nitreto de boro e grafite para evitar a sinterização dessa cama. O conjunto cadinho/amostras foi colocado no forno citado acima, para sinterização das amostras. A atmosfera usada durante a sinterização foi de argônio (Ar).

Inicialmente as amostras foram aquecidas a uma taxa de  $25^\circ\text{C}/\text{min}$ , até o ponto de fusão da mistura de aditivos, que para este sistema é  $1850^\circ\text{C}$ . O tempo deste primeiro patamar foi de 30 minutos. Durante este patamar, iniciou-se a fusão dos sistemas de aditivos, molhando as partículas de SiC, essencial para a sinterização via fase líquida.

Em seguida, as amostras foram aquecidas à taxa de  $18^\circ\text{C}/\text{min}$  até o segundo patamar, que teve como valores 1900, 1950 ou  $2000^\circ\text{C}$ , e mantidas por 60 minutos. Após o término do segundo patamar, as amostras foram resfriadas até a temperatura ambiente, com taxa de resfriamento de  $34,5^\circ\text{C}/\text{min}$ .

Após a sinterização, as amostras foram retificadas com rebolo diamantado D121 nas dimensões de aproximadamente 50 mm de comprimento, 3 mm de largura e 4 mm de altura.

As fases cristalinas foram identificadas por difração de raios X, utilizando-se radiação Cu-K $\alpha$  com varredura entre  $10^\circ$  e  $90^\circ$ , aplicando-se passo de  $0,05^\circ$  e 3s de contagem em um difratômetro de raios X, Seifert ID 3003 com filtro de níquel.

As massas específicas aparentes das amostras a verde e sinterizadas foram determinadas pelo método geométrico. Para medidas das massas específicas reais das amostras após sinterização, os pós foram fragmentados, passados na peneira de 325 “mesh” e analisados por picnometria a hélio. A densidade percentual média das amostras

a verde foi calculada pela razão entre a massa específica média das amostras a verde e a massa específica calculada pela regra das misturas. A densidade percentual média das amostras após sinterização foi calculada pela razão entre a massa específica média das amostras retificadas e a massa específica real.

## RESULTADOS E DISCUSSÃO

Após o acompanhamento do processo de aquecimento dos óxidos, com câmera acoplada e pirômetro para a determinação do aumento da temperatura durante o processo, determinou-se a temperatura de fusão do sistema ( $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ ), segundo a norma DIN 51730, a partir da mudança do formato do corpo-de-prova para a forma de meia esfera. O valor da temperatura de fusão encontrado para o sistema foi de  $1850^\circ\text{C}$ , próximo ao valor apresentado no diagrama de fases do sistema, indicando que a temperatura obtida foi satisfatória.

A Figura 4 mostra a progressão da mudança de forma da amostra cilíndrica até o formato de meia esfera para a determinação da temperatura de fusão do sistema de aditivos, conforme a norma. Observa-se que após a amostra ter atingido o formato de meia esfera, a fase líquida formada com a fusão dos óxidos se espalhou bem sobre a superfície sólida, já que o ângulo de contato de equilíbrio formado entre o líquido e o sólido foi pequeno, igual a  $20^\circ$ , indicando que houve uma boa molhabilidade do sistema ( $\text{Yb}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) no SiC.

A Tabela 2 apresenta os valores encontrados para as massas específicas médias das amostras sinterizadas e retificadas, as massas específicas reais, a densidade percentual média das amostras sinterizadas e retificadas, e a retração linear média. Para o cálculo da densidade percentual média das amostras a verde, foi utilizada a massa específica calculada pela regra das misturas, que apresentou o valor de  $3,37 \text{ g/cm}^3$  e a massa específica média das amostras a verde, que apresentou o valor de  $1,88 \pm 0,06 \text{ g/cm}^3$ . A densidade percentual média das amostras a verde foi de 55,79%

Os resultados obtidos com os ciclos de sinterização realizados mostraram que a densificação das amostras foi efetiva, chegando a aproximadamente 88%.

Após sinterizadas, as amostras foram medidas a fim de avaliar a retração linear. Os resultados obtidos são mostrados na tabela 2 e indicam que a retração linear média foi praticamente constante, de aproximadamente 17%. A retração é devido à presença da fase líquida durante o processo de rearranjo e molhamento na sinterização via fase

líquida, em que as partículas se reempacotam com um número de coordenação maior promovendo uma densificação máxima, e durante o processo de solução-reprecipitação em que ocorre eliminação da porosidade da amostra.

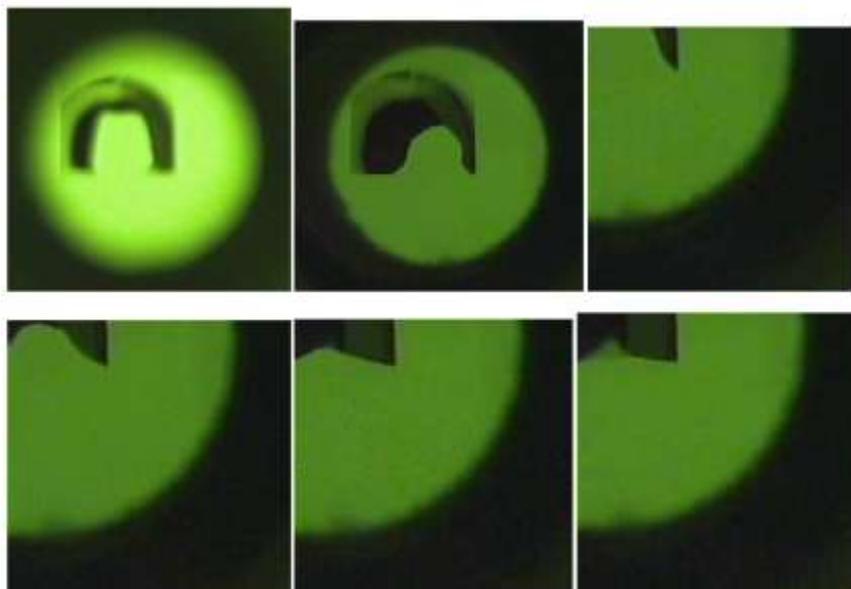


Figura 4 – Evolução da forma da amostra prensada do sistema (Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) no interior do forno em função da temperatura.

Tabela 2 – Resultados de massa específica das amostras de SiC + (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> + Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) a verde e sinterizadas por 60 minutos nas temperaturas indicadas.

	$\rho_{sint}$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\rho_{real}$ (g/cm <sup>3</sup> )	$\rho_{sint}$ relativa	Retração linear média	A Figura 5 identific a as fases present
1900°C	3,26 ± 0,061	3,775 ± 0,002	86,36%	17,15%	
1950°C	3,35 ± 0,038	3,796 ± 0,004	88,25%	16,71%	
2000°C	3,31 ± 0,044	4,032 ± 0,002	82,09%	17,34%	

es nas amostras de SiC sinterizadas com o sistema de aditivos (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) determinadas por difração de raios X.

Os difratogramas apresentados indicam a transformação de  $\beta$ -SiC (polítipo 3C, ficha JC PDS 291129) em  $\alpha$ -SiC (polítipo 2H, ficha JCPDS 291130) em todas as temperaturas de sinterização, mas ainda havendo  $\beta$ -SiC na temperatura final, de 2000°C. Esta transformação de fase ocorre pelo processo de solução-reprecipitação.

Houve a formação da fase  $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ , resultante da reação dos aditivos. A fase  $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  deve melhorar as propriedades do SiC sinterizado, baseado nos estudos com outros sistemas de aditivos.

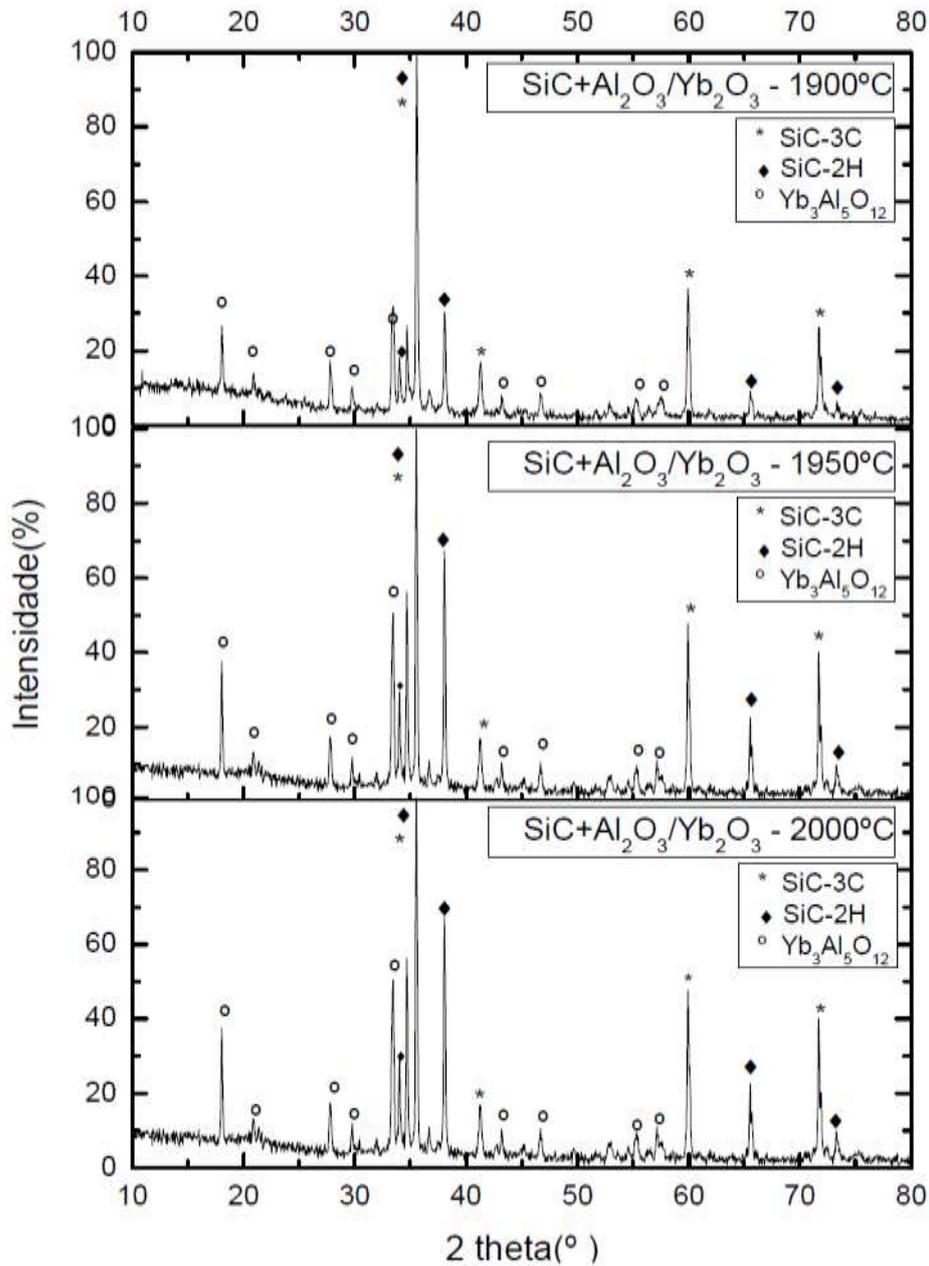


Figura 5 – Difratoogramas de raios X identificando as fases presentes nas amostras sinterizadas nas respectivas temperaturas por 60 minutos.

## CONCLUSÕES

Com o trabalho realizado, principalmente na revisão da literatura, foi possível um maior entendimento sobre sinterização via fase líquida.

A densificação das amostras, com os ciclos de sinterização planejados até o momento, foi eficiente, chegando a aproximadamente 88% a 1950°C. Novos ciclos de sinterização deverão ser realizados, para se obter melhores resultados de densificação.

Uma propriedade importante do líquido é a molhabilidade e isso foi observado para o sistema estudado, indicando o respectivo sistema ideal para se fazer sinterização via fase líquida do SiC.

Já a retração linear média das amostras foi de aproximadamente 17%, o que indica que houve uma boa densificação.

Houve a transformação da fase  $\beta$ -SiC em  $\alpha$ -SiC para todas as temperaturas de sinterização utilizadas até o momento. A formação da fase  $\text{Yb}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$  é resultante da reação dos óxidos iniciais.

## AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem a FAPESP – processo 2010/51925-6, ao CNPq pela bolsa de produtividade – processo 304760/2010-2, ao PIBIC pela bolsa de iniciação científica, e a CAPES pelas bolsas de mestrado e doutorado atribuída ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais da EEL.

## REFERÊNCIAS

- (1) CAN, A.; HERMANN, M.; McLACHLAN, D. S.; SIGALAS, I.; ADLER, J. Densification of liquid phase sintered silicon carbide. Jour. Eur. Ceram. Soc., v. 26, p.1707-1713, 2006.
- (2) LIANG, Y.; DUTTA, S. P., Application trend in advanced ceramic technologies. Technovation, v. 21, n. 1, p. 61-65, 2001.
- (3) STRECKER, K.; RIBEIRO, S.; OBERACKER, R.; HOFFMANN, M. J. Influence of microestrutural variation on fracture toughnees of LPS-SiC ceramics. Int. Jour. Refractory Materials & hard materials, v.22, p. 169-175, 2004.
- (4) GUBERNAT, A.; STOBIERSKI, L.; LABAJ, P. Microstructure and mechanical properties of silicon carbide pressureless sintered with oxide additives. Jour. Eur. Ceram. Soc., v.27, Issues 2-3, p.781-789, 2007.
- (5) H. C. Starck Ceramics, 2010, site: [www.hcstarck-ceramics.de](http://www.hcstarck-ceramics.de).

- (6) BLOOR, D.; BROOK, R. J.; FLEMINGS, M. C. The Encyclopedia of Advanced Materials, Kidlington: Pergamon, 1994, p.2455.
- (7) DRESSLER, W.; RIEDEL, R. Progress in silicon-based non-oxide structural ceramics. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials, v.15, n.1-3, p. 13-47, 1997.
- (8) FREVEL, L. K.; PETERSEN, D. R.; SAHA, C. K. Polytype distribution in silicon carbide. Journal Materials Science, v.27, p. 1913-25, 1992.
- (9) IZHEVSKYI, V.A.; GENOVA, L. A.; BRESSIANI, J. C., BRESSIANI, A. H. A. Review article: Silicon carbide, structure, properties and processing. Cerâmica, v. 46, n. 297, p. 4-14, 2000a.
- (10) ZHOU, YOU; HIRAO, K.; YAMAUCHI, Y.; KANZAKI, S. Tailoring the mechanical properties of silicon carbide ceramics by modification of the intergranular phase chemistry and microstructure, Journal of the European Ceramic Society, v. 22, p. 2689-2696, 2002.
- (11) BAUD, S.; THÉVENOT, F. Microstructures and Mechanical Properties of Liquid-Phase Sintered Seeded Silicon Carbide. Materials Chemistry and Physics, v. 67, p. 165-174, 2001.
- (12) DATTA, M. S.; BANDYOPADHYAY, A. K.; CHAUDHURI, B. Sintering of crystalline  $\alpha$  silicon carbide by doping with boron carbide. Material Science Bulletin, v. 25, n.3, p. 181-189, 2002.
- (13) SHE, J. H. and UENO, K. Effect of additive content on liquid-phase sintering on silicon carbide
- (14) BALESTRA, R. M., Sinterização de SiC via fase líquida com os aditivos  $\text{La}_2\text{O}_3$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – microestrutura e propriedades mecânicas. 2009, 142 p. Tese de Doutorado em Engenharia de Materiais – Escola de Engenharia de Lorena, Universidade de São Paulo, Lorena, SP.
- (15) MARCHI, J., Sinterização via fase líquida de cerâmicas à base de carbeto de silício com aditivos óxidos utilizando planejamento de experimentos. 2003, 257 p. Tese de Doutorado em Tecnologia Nuclear – Universidade de São Paulo, USP, Brasil.
- (16) RAHAMAN, M. N. Ceramic Processing and Sintering. New York: Marcel Dekker, 1995. 770p.
- (17) GERMAN, R.M. Sintering theory and practice. New York: John Wiley, 1996.550p.
- (18) KWOK, D. Y; NEUMANN, A. W. Contacte Angle Interpretation in Terms of Solid Surface Tension. Colloids and surface A: Physicochemical and Engineering Aspects, v. 161, p. 31-48, 2000.
- (19) M.W. BARSOU, Fundamentals of Ceramics. 1 edition. New York: Taylor & Francis,

2002, 604 p.

(20) FABRICHNAYA, O.; SEIFERT, H. J. Thermodynamic assessment of the  $ZrO_2$ - $Yb_2O_3$ - $Al_2O_3$  system. Freiberg University of Mining and Technology, Institute of Materials Science, Gustav-Zeuner-Str. 5, 09599 Freiberg, Germany.

(21) DEUTSCHES INSTITUT FÜR NOMUNG. DIN 51730: Testing of solid fuels - Determination of fusibility of fuel ash Berlin, 2007:09.

## **SINTERING OF SiC CERAMICS, VIA LIQUID PHASE, WITH $Al_2O_3$ - $Yb_2O_3$ ADDITIVES**

### **ABSTRACT**

The objective of this work was to study the sintering of SiC, through liquid phase, using the additive system  $Al_2O_3$  and  $Yb_2O_3$  for the first time. The samples were sintered at temperatures of 1900, 1950 and 2000°C for 60 minutes. The melting point of the system was determined according to DIN 51730. It has been found the ability of wetting of SiC in the system. The densification results were: 86,36% at 1900°C, 88,25% at 1950°C and 82,09% at 2000°C. The average linear shrinkage was approximately 17%. There was a conversion of  $\beta$ -SiC in  $\alpha$ -SiC at all temperatures and sintering phase formation  $Yb_3Al_5O_{12}$ . The melting temperature was 1850°C for the system, consistent with the value in the phase diagram, and the wetting angle of 20°. The system ( $Yb_2O_3$ - $Al_2O_3$ ) is promising to make liquid phase sintering of SiC, for presenting a good result of wettability.

Key-words: additives, sintering, silicon carbide, liquid phase.