

PROJETO E AVALIAÇÃO PRELIMINAR DA SINTERIZAÇÃO DE UM FGM $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-SiC}_w\text{+WC-Co}$

Luma Gonçalves Fraga, luma.fraga@edu.ufes.br¹

Lorrayne Cardoso Grillo, lorrayne.grillo@edu.ufes.br¹

Cristiane Pescador Tonetto, cristiane.tonetto@ufes.br¹

Izabel Fernanda Machado, machadoi@usp.br²

Marcelo Bertolete Carneiro, marcelo.b.carneiro@ufes.br¹

¹ Universidade Federal do Espírito Santo, Departamento de Engenharia Mecânica, 29075-910, Vitória/ES, Brasil

² Universidade de São Paulo, Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos, 05508-900, São Paulo/SP, Brasil

Resumo: Materiais em Gradação Funcional (Functionally Graded Material - FGM) possuem duas ou mais fases em que a fração volumétrica de uma aumenta em relação à outra ao longo do volume em uma ou mais direções, na forma de um gradiente. Desse modo, é possível combinar propriedades distintas e desenvolver um material avançado com variação de microestrutura, composição química e propriedades ao longo do volume. Esses materiais são produzidos, geralmente, pelo processo de metalurgia do pó (Powder Metallurgy - PM), pois permite um maior controle da composição, variação da microestrutura e liberdade de geometria. O objetivo do trabalho é projetar e fabricar um FGM cerâmico reforçado com fibra em gradação com metal duro. Para tanto, far-se-á uso da técnica de sinterização por corrente elétrica pulsada (Pulsed Electric Current Sintering – PECS). Na sequência, a microestrutura do gradiente e a densidade da amostra sinterizada serão avaliadas. Os materiais utilizados foram pós ultrafinos de $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, pós nanométricos de 3Y-ZrO_2 e fibra de $\beta\text{-SiC}$ (whisker), além de pó fino de WC-Co (metal duro). Para projetar o FGM, utilizou-se um modelo termomecânico unidimensional para estimar a tensão residual. O FGM foi sinterizado por PECS com aplicação de pressão axial de 50 MPa, temperatura de patamar de 1450°C, ciclo de trabalho de 36 minutos e atmosfera em vácuo. A microestrutura foi avaliada por microscopia óptica para evidenciar o gradiente em camadas. A densidade experimental foi caracterizada utilizando o princípio de Arquimedes em uma balança de precisão e a densidade teórica pela regra das misturas inversa. Os resultados de predição de tensão residual mostraram tensão de tração na camada rica em cerâmica, porém abaixo do limite de resistência à ruptura do material. A avaliação por microscopia óptica permitiu identificar a microestrutura na forma de um gradiente em camadas e isenta de trincas, devido ao tratamento térmico. Finalmente, a análise de densidade relativa do FGM indicou 98,61%, o que implica em 1,39% de porosidade. Conclui-se, que o projeto do FGM cerâmico reforçado com SiC_w colaborou para a fabricação de amostras isentas de trincas de origem térmica. Da mesma forma, a sinterização por PECS, além de viabilizar a fabricação de amostras em FGM, possibilitou a obtenção de sinterizados próximos da completa densificação em um ciclo de apenas 36 minutos.

Palavras-chave: FGM, Cerâmica Avançada, Metal Duro, Tensão Residual, Densidade.

1. INTRODUÇÃO

Os materiais em gradação funcional (Functionally Graded Materials - FGM) podem ser considerados compósitos, pois são formados por dois ou mais constituintes (Yang *et al.*, 2015). Esses materiais possuem duas ou mais fases, tal que uma varia em relação à outra ao longo do volume na forma de um gradiente em camadas ou contínuo (Udupa *et al.*, 2014). Desse modo, o FGM promove uma solução para problemas avançados, uma vez que combina as diferentes propriedades dos elementos que o compõe, com variação da microestrutura, composição, propriedades químicas, térmicas e físicas ao longo da estrutura (Watanabe e Sato, 2011). Miyamoto *et al.* (1999) apontam cerâmicos e metais como uma combinação comum, pois esta alia a alta dureza em elevadas temperaturas, resistência ao desgaste e inércia química dos cerâmicos à tenacidade e capacidade de ligação dos metais, com possibilidade de minimizar altas tensões internas.

Ravichandran (1995) propôs um modelo termomecânico unidimensional para predição da tensão residual térmica para FGMs. Essas tensões surgem principalmente devido ao resfriamento após o processo de sinterização e a baixa compatibilidade entre os diferentes materiais. Por meio desse modelo é possível, através de iterações, avaliar quais mudanças em composição, espessura ou temperatura, resultam na menor tensão residual, tal que ela não ultrapasse o

limite de resistência à ruptura do material mais frágil. Ao validar o modelo, foram comparadas diferentes composições de FGM contínuo e em camadas. Como resultado, observou-se que a tensão residual é reduzida ao aumentar o número de camadas, tal que a gradação se aproxime de um FGM contínuo e linear.

A metalurgia do pó (*Powder Metallurgy* - PM) tem sido utilizada na fabricação dos FGMs, pois permite a fabricação de peças a partir de materiais distintos com diferentes tamanhos de partícula; possibilita realizar o controle da microestrutura; a fabricação de formas mais complexas, próximas do formato final, reduzindo processos de acabamento; sendo este um processo econômico, com baixo desperdício de material. Além disso, utilizando a PM é possível gerar um gradiente contínuo, a partir de bocais com sistema de deposição automatizado, ou em camadas, feito geralmente de maneira manual (Ma e Tan, 2001; Gillia e Caillens, 2011).

A sinterização por corrente elétrica pulsada (*Pulsed Electric Current Sintering* – PECS) ocorre por meio da aplicação de carregamento mecânico uniaxial e corrente elétrica diretamente sobre o material a ser sinterizado (Orrù *et al.*, 2009). Além disso, possui como vantagem sobre os outros métodos menor temperatura de sinterização, menor tempo de patamar térmico, além de sinterizar pós nanométricos próximo da densificação completa com mínimo crescimento de grãos (Wang *et al.*, 2013).

O objetivo do trabalho é projetar um FGM cerâmico reforçado com fibra (SiC_w) em gradação com metal duro, fazendo uso de um modelo de tensão residual, de modo que esta seja menor do que o limite de resistência à fratura do material mais frágil. Em seguida, fabricar o elemento utilizando a técnica PECS e caracterizar a microestrutura do gradiente por microscopia óptica, bem como a sua densidade.

2. METODOLOGIA

Para a fabricação da amostra foram utilizados pós de alumina alfa ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$), zircônia estabilizada com ítria ($3\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$), carboneto de silício tipo whiskers ($\beta\text{-SiC}_w$), os três fornecidos pela NanoAmor, e pó de metal duro classe K20 (WC-Co) fornecido pela Sandvik. Na Tabela 1 são apresentadas as características dos pós utilizados.

Tabela 1: Característica dos pós utilizados.

Material	Diâmetro médio de partícula (μm)	Comprimento médio de partícula (μm)	Densidade (g/cm^3)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Coefficiente de expansão térmica ($\times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$)
$\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$	0,20	-	3,97	380	8,5
$3\text{Y}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$	0,04	-	5,84	220	10,8
$\beta\text{-SiC}_w$	0,10 - 2,50	2,0 - 5,0	3,22	578	4,6
WC-Co K20	1,50	-	14,90	630	5,5

A partir dos pós foi preparado um compósito cerâmico com as frações de volume de 70% $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ + 10% Y-ZrO_2 + 20% $\beta\text{-SiC}_w$, o qual junto com as frações de volume de metal duro formará a gradação em camadas do FGM.

O projeto estrutural do FGM se baseia no modelo de tensão residual de Ravichandran (1995) para evitar trincas de origem térmica devido ao aquecimento e resfriamento durante a sinterização. Para isso, utiliza-se o módulo de elasticidade (E) e o coeficiente de expansão térmica (α) dos materiais, porém a diferença entre o coeficiente de expansão térmica dos materiais deve ser menor que $10 \times 10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$. Ambas propriedades variam conforme a fração volumétrica (V_c) do material cerâmico ao longo da espessura (y). Desse modo, por meio da Eq. (1) e Eq. (2) é possível calcular as propriedades ao longo das camadas do FGM (Lanhe, 2004).

$$E(y) = E_1 \cdot V_c + E_2 \cdot (1 - V_c) \quad (1)$$

$$\alpha(y) = \alpha_1 \cdot V_c + \alpha_2 \cdot (1 - V_c) \quad (2)$$

A tensão residual surge devido à tensão de equilíbrio (σ_t) entre tração e compressão, Eq. (3), que ocorre por causa da assimetria na distribuição de tensões, oriundas da variação dos constituintes ao longo da espessura (y), provocando também o momento M_t , Eq. (4). Isso. Como consequência, surge uma tensão de flexão (σ_b), Eq. (5), devido à tendência do material tracionar uma superfície e contrair a outra.

$$\sigma_t(y) = \underbrace{\alpha(y) \cdot E(y) \cdot \Delta T}_{\text{Tensão de tração}} - \underbrace{E(y) \cdot \frac{\int_{-y}^y \alpha(y) \cdot E(y) \cdot \Delta T dy}{\int_{-y}^y E(y) dy}}_{\text{Tensão de compressão}} \quad (3)$$

$$M_t(y) = \int_{-y}^y \sigma_t(y) \cdot y dy \quad (4)$$

$$\sigma_b(y) = M_t \cdot E(y) \cdot \frac{y \int_{-y}^y E(y) dy - \int_{-y}^y E(y) \cdot y dy}{\int_{-y}^y E(y) dy \cdot \int_{-y}^y E(y) \cdot y^2 dy - [\int_{-y}^y E(y) \cdot y dy]^2} \quad (5)$$

As equações de tensão de equilíbrio, momento e tensão de flexão, Eq. (3), Eq. (4) e Eq. (5), respectivamente, permitem descrever a tensão residual (σ_{res}) na amostra, conforme Eq. (6).

$$\sigma_{res}(y) = E(y) \cdot \left[\alpha(y) - \frac{A_1}{E_1} + \frac{(A_2 - \frac{A_1}{E_1} \cdot E_2) \cdot (y \cdot E_1 - E_2)}{E_1 \cdot E_2 - E_2^2} \right] \cdot \Delta T \quad (6)$$

Na qual: $A_1 = \int_{-y}^y \alpha(y) \cdot E(y) dy$; $A_2 = \int_{-y}^y \alpha(y) \cdot E(y) \cdot y dy$; $E_1 = \int_{-y}^y E(y) dy$; $E_2 = \int_{-y}^y E(y) \cdot y dy$; $E_3 = \int_{-y}^y E(y) \cdot y^2 dy$ e $\Delta T = T_p - 300(K)$, em que T_p é a temperatura de sinterização.

A Figura 1 apresenta um desenho esquemático do FGM a ser fabricado a partir dos cálculos de tensão residual.

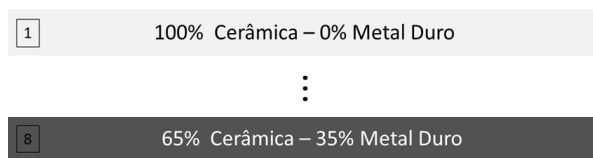


Figura 1: Representação esquemática do FGM a ser fabricado.

A partir das medidas da cavidade interna da matriz utilizada (15x15 mm) o volume de 1,8 cm³ foi definido. Por meio da Eq. (7), utilizando a densidade (ρ) e o volume (V) das camadas da amostra, foi possível calcular a quantidade de massa necessária para a fabricação da mesma.

$$\rho = \frac{m}{V} \quad (7)$$

A separação das massas dos pós foi feita em uma balança de precisão, modelo AD200 (Marte). Para formar a cerâmica avançada os pós de α -Al₂O₃, Y-ZrO₂ e β -SiC_w foram misturados em meio líquido de álcool isopropílico e agitados por 24 h, no total, em um agitador tipo Wagner (New Lab). A fim de auxiliar na homogeneização da mistura, foram utilizados elementos de moagem de aço inoxidável na proporção mássica de 6 para 1 de pó. Os pós foram secos durante 40 h a 50°C em uma estufa, modelo NL80/42 (New Lab). Após a secagem os pós foram desaglomerados por 4 h no agitador citado. A Figura 2 representa o fluxograma da mistura dos pós.



Figura 2: Fluxograma da mistura dos pós.

Para formar as camadas do FGM, os pós cerâmicos foram misturados em meio líquido com metal duro, cada camada em sua proporção, e então agitados por 24 h. Depois foram secos em estufa por 40 h a 50°C e desaglomerados por 4 h.

Os pós foram acomodados dentro de uma matriz de grafite Fig. 3, classe MBIS60X (Morganite). Folhas de grafite foram utilizadas para revestir a superfície interna da matriz e punções, de modo que não ocorresse adesão entre os pós e a matriz.

A etapa de sinterização ocorreu em uma máquina de corrente elétrica pulsada, modelo 1500 (SPS Syntex Inc.), com controle automático do ciclo de temperatura e pressão. A pressão utilizada foi de 50 MPa com atmosfera em vácuo de 10 Pa. A taxa de aquecimento aplicada foi de aproximadamente 100°C/min com patamar de 7 minutos à 1450°C. O padrão de pulso elétrico utilizado foi de 12 On 2 Off com duração de 3,3 ms por pulso. O resfriamento também ocorreu a uma taxa de 100°C/min.

Após sinterizada a amostra foi seccionada. Metade dela foi utilizada para fazer o ensaio de densidade, seguindo a norma ABNT NBR ISO 10545-3 (2017). Para medir a massa seca, a amostra foi colocada em estufa, modelo NL80/42 (New Lab), a 110°C por pelo menos 24 h. A massa foi medida em balança de precisão modelo AD200 (Marte). Para medir a massa úmida e suspensa, a amostra foi colocada em água destilada em ebulição por 2 h, tal que os poros abertos fossem impregnados. A massa suspensa foi medida na balança de precisão utilizando um kit hidrostático, aplicando o princípio de Arquimedes. A cada medição a temperatura da água foi aferida por meio do termômetro digital, modelo TM879 (Equitherm). Para medir a massa úmida, o excesso de água foi removido das superfícies da amostra e a massa aferida na balança de precisão.

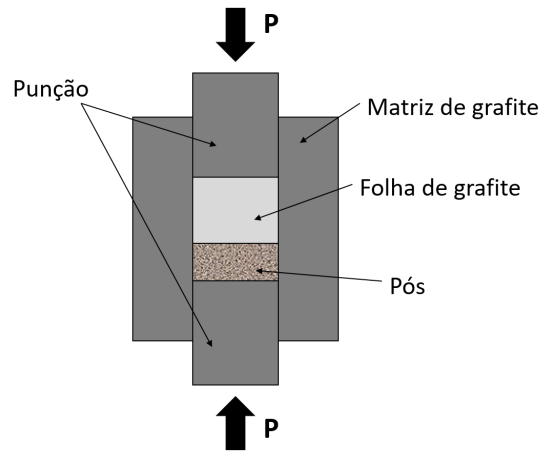


Figura 3: Representação esquemática da matriz de grafite.

A partir dos valores de massa seca (m_1), úmida (m_2) e suspensa (m_3), calculou-se a densidade experimental (ρ_{exp}) da amostra por meio da Eq. (8). A temperatura (T), medida em $^{\circ}\text{C}$ durante a aferição da massa suspensa, foi utilizada para calcular a densidade da água (ρ_{H_2O}) em g/cm^3 , conforme Eq. (9) (German, 2014).

$$\rho_{exp} = \frac{m_1}{m_2 - m_3} \cdot \rho_{H_2O} \quad (8)$$

$$\rho_{H_2O} = 1,0017 - 0,0002135 \cdot T \quad (9)$$

Pela regra das misturas inversa foi calculada a densidade teórica (ρ_{teor}) dos materiais, conforme Eq. (10) (German e Park, 2008). Para isso, utilizou-se a densidade fornecida pelos fabricantes (ρ) e a porcentagem mássica ($wt\%$) de cada pó.

$$\frac{1}{\rho_{teor}} = \frac{wt\%_{cerâmica}}{\rho_{cerâmica}} + \frac{wt\%_{metalduro}}{\rho_{metalduro}} \quad (10)$$

A densidade relativa (ρ_{rel}) foi calculada pela razão entre a densidade experimental (ρ_{exp}) e a teórica (ρ_{teor}), conforme Eq. (11) (ABNT NBR ISO 10545-3, 2017).

$$\rho_{rel} = \frac{\rho_{exp}}{\rho_{teor}} \cdot 100 \quad (11)$$

A outra metade da amostra foi utilizada para avaliar via estereomicroscópio óptico, modelo Nexius Zoom (Euromex), a presença ou ausência de defeitos de origem térmica e o gradiente em camadas no material.

3. RESULTADOS

Os resultados da tensão residual predita no centro de cada camada é exposto na Tab. 2. Segundo Kumar *et al.* (2006) o limite de resistência à ruptura de uma cerâmica avançada composta por 80% Al_2O_3 e 20% SiC_w é de 900 MPa. Na Figura 4 tem-se o gráfico da tensão residual para cada camada e um comparativo com a literatura citada. É possível observar que as camadas ricas em cerâmica apresentam tensão residual de tração, que decai até se transformar em tensão de compressão, conforme o metal duro é adicionado. Ao comparar o valor citado na literatura com os valores obtidos pelo modelo analítico, observa-se que a tensão residual do FGM na primeira camada é a mais crítica, porém é menor que o limite de ruptura do material. Desse modo, espera-se que não sejam observadas trincas de origem térmica após a sinterização.

Tabela 2: Resultados de tensão residual predita para cada camada.

Camada	Tensão Residual Predita (MPa)
1	508,20
2	377,60
3	239,20
4	92,86
5	-61,35
6	-223,40
7	-393,40
8	-571,30

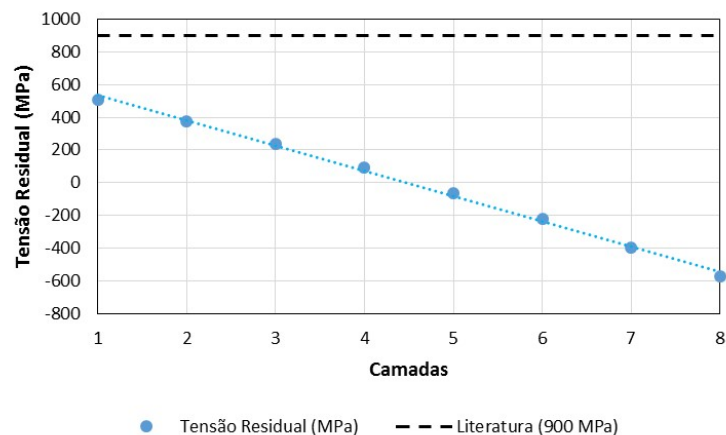


Figura 4: Gráfico apresentando o resultado da tensão residual média ao longo do FGM.

A caracterização por microscopia óptica do FGM com aumento de 10x é apresentada na Fig. 5. É possível observar a variação de gradiente ao longo das oito camadas do material. A primeira camada é composta puramente por cerâmica avançada (70%vol α -Al₂O₃ + 10%vol 3Y₂O₃-ZrO₂ + 20%vol β -SiC_w) e a quantidade de metal duro vai aumentando ao longo da espessura. Nota-se que não existem trincas de origem térmica, indicando que a aplicação do modelo de predição de tensão residual é satisfatória para a fabricação desses materiais. Entretanto, é possível observar ao longo da amostra pequenas segregações de fases. Isso pode ocorrer devido ao processo de mistura dos pós ou aos fenômenos de transporte de massa dos diferentes elementos durante a sinterização, em razão da pressão aplicada e das elevadas temperaturas.

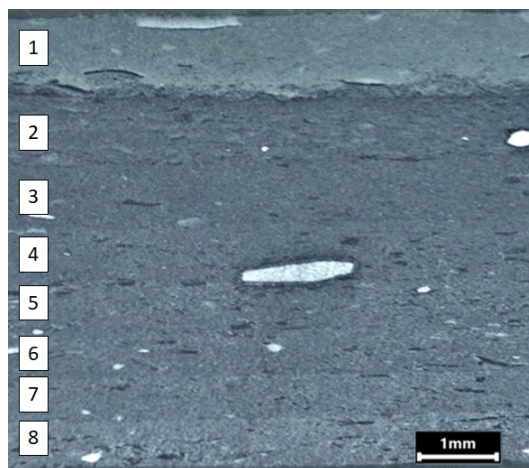


Figura 5: Microscopia óptica do FGM com aumento de 10x evidenciando as oito camadas.

A sinterização por PECS promove maior densificação dos pós em um menor tempo, quando comparada à outros métodos (Wang *et al.*, 2013). Na Tabela 3 é apresentada a densidade teórica, experimental, relativa e a porosidade. Os resultados indicam que o sinterizado está próximo da completa densificação (98,61%), ou seja, contendo apenas 1,39% de porosidade.

Tabela 3: Resultado do ensaio de densidade.

Resultados do FGM	
Densidade teórica (g/cm ³)	5,93
Densidade experimental (g/cm ³)	5,85 ± 0,03
Densidade Relativa (%)	98,61 ± 0,54
Porosidade (%)	1,39 ± 0,54

Carneiro *et al.* (2021) avaliaram um FGM entre AlZr e WC-Co fabricado por PECS à 1300°C, 50 MPa e com patamar de 7 min. Ao realizar o ensaio de densidade foi constatada 5,27% de porosidade no material, provavelmente concentrado nas camadas ricas em cerâmica. Bertolete *et al.* (2020) fabricaram dois FGMs por PECS nas condições de sinterização de 1300°C, 70 MPa e com patamar de 5 min. Ao realizar o ensaio de densidade, constataram que as amostras ficaram próximas da densificação completa, sendo a amostra formada por AlZr e WC-Co com densidade relativa de 100% e a formada por AlTiC e WC-Co com 99,65%. Embora os trabalhos apresentem materiais diferentes, é possível observar que a técnica de PECS promove uma elevada densificação para FGMs.

4. CONCLUSÃO

A predição da tensão residual pelo modelo termomecânico unidirecional se mostrou eficaz na fabricação do FGM, uma vez que pela análise por microscopia óptica não foram observadas trincas de origem térmica. A metalurgia do pó viabilizou a fabricação de um material em camadas composto por diferentes elementos. A técnica de sinterização por PECS se mostrou eficiente para fabricação de materiais em gradação, tal que o FGM composto por cerâmica avançada e metal duro atingiu a densidade relativa de 98,61% em um ciclo de apenas 36 minutos.

5. AGRADECIMENTOS

À FAPES (processo 083/2019 e 108/2021) pelo auxílio à pesquisa, CNPq e CAPES.

6. REFERÊNCIAS

- ABNT NBR ISO 10545-3, 2017. *Placas cerâmicas - Parte 3: Determinação da absorção de água, porosidade aparente, densidade relativa aparente e densidade aparente*. Rio de Janeiro.
- Bertolete, M., Barbosa, P.A., de Rossi, W., Fredericci, C. e Machado, I.F., 2020. “Mechanical characterisation and machining evaluation of ceramic cutting tools functionally graded with six layers”. *Ceramics International*, Vol. 45, pp. 15137–15145.
- Carneiro, M.B., Fraga, L.G., Uliana, A.K. e Barbosa, P.A., 2021. “Caracterização de material em gradação funcional por meio de ensaios físico e mecânico”. In *Engenharia no Século XXI*. Poisson, Belo Horizonte, pp. 23–34.
- German, R.M., 2014. *Sintering: from Empirical Observations to Scientific Principles*. Butterworth-Heinemann, Boston. 536 p.
- German, R.M. e Park, S.J., 2008. *Mathematical Relations in Particulate Materials Processing: Ceramics, Powder Metals, Cermets, Carbides, Hard Materials, and Minerals*. John Wiley & Sons, Hoboken. 419 p.
- Gillia, O. e Caillens, B., 2011. “Fabrication of a material with composition gradient for metal/ceramic assembly”. *Elsevier Powder Technology*, Vol. 208, pp. 355–366.
- Kumar, A.S., Durai, A.R. e Sornakumar, T., 2006. “The effect of tool wear on tool life of alumina-based ceramic cutting tools while machining hardened martensitic stainless steel”. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 173, pp. 151–156.
- Lanhe, W., 2004. “Thermal buckling of a simply supported moderately thick rectangular fgm plate”. *Elsevier Composite Structures*, Vol. 64, pp. 211–218.
- Ma, J. e Tan, G.E.B., 2001. “Processing and characterization of metal-ceramics functionally gradient materials”. *Elsevier Journal Material Processing Technology*, Vol. 113, pp. 446–449.
- Miyamoto, Y., Kaisser, W., Rabin, B.H., Kawasaki, A. e Ford, R.G., 1999. *Functionally Graded Materials : Design, Processing and Applications*. Springer Science & Business Media, New York. 330 p.
- Orrù, R., Licheri, R., Locci, A.M., Cincotti, A. e Cao, G., 2009. “Consolidation/synthesis of materials by electric current activated/assisted sintering”. *Materials Science and Engineering*, Vol. R 63, pp. 127–287.
- Ravichandran, K.S., 1995. “Thermal residual stresses in a functionally graded material system”. *Elsevier Materials Science & Engineering*, Vol. A211, pp. 269–276.
- Udupa, G., Rao, S.S. e Gangadharam, K.V., 2014. “Functionally graded composite materials: An overview”. *Elsevier Procedia Materials Science*, Vol. 5, pp. 1291–1299.
- Wang, L., Zhang, J. e Jiang, W., 2013. “Recent development in reactive synthesis of nanostructured bulk materials by spark plasma sintering”. *Int. Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, Vol. 39, pp. 103–112.
- Watanabe, Y. e Sato, H., 2011. “Review fabrication of functionally graded materials under a centrifugal force”. In *Nanocomposites with Unique Properties and Applications in Medicine and Industry*. D.J. Cuppoletti, Rijeka, pp. 133–150.
- Yang, K., Feng, W.Z., Peng, H.F. e Lv, J., 2015. “A new analytical approach of functionally graded material structures for thermal stress bem analysis”. *International Communications in Heat and Mass Transfer*, Vol. 62, pp. 26–32.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

DESIGN AND PRELIMINARY EVALUATION OF THE FGM $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2\text{-SiC}_w\text{+WC-Co}$ SINTERING

Luma Gonçalves Fraga, luma.fraga@edu.ufes.br¹

Lorrayne Cardoso Grillo, lorrayne.grillo@edu.ufes.br¹

Cristiane Pescador Tonetto, cristiane.tonetto@ufes.br¹

Izabel Fernanda Machado, machadoi@usp.br²

Marcelo Bertolete Carneiro, marcelo.b.carneiro@ufes.br¹

¹Universidade Federal do Espírito Santo, Departamento de Engenharia Mecânica, 29075-910, Vitória/ES, Brazil

²Universidade de São Paulo, Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Mecatrônica e Sistemas Mecânicos, 05508-900, São Paulo/SP, Brazil

Abstract: Functionally Graded Materials (FGM) have two or more phases, in which the volume fraction of one increases relative to the other along the volume, in one or more directions in the form of a gradient. In this way, it is possible to combine different properties and develop an advanced material with variation in microstructure, chemical composition and properties throughout the volume. These materials are usually manufactured by the powder metallurgy (PM) process, as it allows greater control of composition, microstructure variation and geometry freedom. The objective of this work is to design and fabricate a fiber reinforced ceramic functionally graded with cemented carbide. The Pulsed Electric Current Sintering (PECS) technique will be used to manufacture. Next, the gradient microstructure and density of the sintered sample will be evaluated. The materials used were ultrafine powders of $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, nanometric powders of 3Y-ZrO_2 , $\beta\text{-SiC}$ fiber (whisker) and fine powder of WC-Co (cemented carbide). Thus, a layered gradient has been formed between the ceramic composite and the cemented carbide. To design the FGM, a one-dimensional thermomechanical model was used to predict the residual stress. The FGM was sintered by PECS with axial pressure application of 50 MPa, dwell temperature of 1450°C , 36 min working cycle and vacuum atmosphere. The microstructure was evaluated by optical microscopy to highlight the layered gradient. Experimental density was characterized using Archimedes' principle on a precision scale and the theoretical density by the inverse mixture rule. Residual stress prediction results showed tensile stress in the ceramic-rich layer; however, below the rupture strength limit of the material. The evaluation by optical microscopy allowed to identify the microstructure in the form of a layered gradient and free of cracks, owing to the heat treatment. Finally, the relative density analysis of the FGM indicated 98.61%, which implies 1.39% porosity. It is concluded, that the design of the SiC_w reinforced ceramic FGM collaborated to the fabrication of samples free of thermal cracks. In the same way, the sintering by PECS, besides allowing the fabrication of FGM samples, made it possible to obtain sintered specimens close to complete densification in a cycle of only 36 minutes.

Keywords: FGM, Advanced Ceramics, Cemented Carbide, Residual Stress, Density.