

# Avaliação das Propriedades Mecânicas de Juntas Cerâmicas usando Fitas Amorfas como Metal de Adição

(Evaluation of the Mechanical Properties of Ceramic Joint using Amorphous Ribbons as Filler Metals)

Danielton Gomes dos Santos<sup>1</sup>, Emanuel Pereira Soares<sup>1</sup>, Mary Roberta Meira Marinho<sup>1</sup>, Theophilo Moura Maciel<sup>1</sup>, Walman Benício de Castro<sup>1</sup>, Clodomiro Alves Júnior<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Universidade Federal de Campina Grande, Departamento de Engenharia Mecânica, Laboratório de Soldagem, Paraíba, Campina Grande, theo@dem.ufcg.edu.br

<sup>2</sup>Universidade Federal do Rio Grande do Norte, Departamento de Eng. Mecânica, Laboratório de Plasma

## Resumo

Este trabalho teve como objetivo determinar os melhores parâmetros para brasagem de juntas cerâmicas de  $Al_2O_3$  pré-metalizadas com Ti por processo a plasma utilizando fitas amorfas de ligas  $Cu_{49}Ag_{45}Ce_x$  como metal de adição. As ligas foram preparadas em forno a arco, e, posteriormente processadas por melt-spinning, variando conteúdo Ce de 4-6. %. A brasagem foi realizada em forno à vácuo e as seguintes variáveis analisadas: tempo de deposição do filme de Ti e temperatura e tempo de brasagem, que foram relacionados com a resistência à flexão em 3 pontos da junta brazada. A equação de regressão linear foi obtida, e verificou-se a interação entre estes fatores. As superfícies cerâmicas metalizadas apresentaram excelente uniformidade e as juntas brasadas muito boa adesão atingindo valores de resistência à flexão de até 176,8 MPa.

**Palavras-chave:** Brasagem de  $Al_2O_3$ , Fitas amorfas; Resistência à flexão; metalização por plasma

**Abstract** This work had as objective to establish the best brazing parameter to joint  $Al_2O_3$  pre-metalized with Ti by plasma process using amorphous ribbons of  $Cu_{49}Ag_{45}Ce_x$  alloys as filler metals. The alloys were prepared in arc furnace and processed by melt-spinning process varying the Ce percentiles from 4 to 6. %. The brazing was accomplished in vacuum furnace and the following variables analyzed: deposition time of Ti film, brazing temperature and brazing times which were related to the brazed joint 3-point bending resistance. The interaction between those factors was obtained by linear regression equation. The metalized ceramic surfaces presented a good uniformity and the joint a very good adhesion reaching bending resistance up to 176,8 MPa.

**Keywords:**  $Al_2O_3$  brazing; Amorphous ribbons; Bending resistance; plasma metallization

## 1. Introdução

A aplicação de cerâmicas e compósitos é de interesse industrial, principalmente para altas temperaturas de trabalho e condições químicas severas, voltando o interesse de pesquisadores e da indústria, sobretudo a indústria eletroeletrônica e aeroespacial, para uso destes materiais. A reduzida tenacidade das cerâmicas associada com a dificuldade de se fabricar componentes de grande dimensão e com geometria complexa, representa um limite na sua utilização na maior parte das aplicações com finalidade estrutural [1]. A necessidade de tecnologias de união surgiu como resultado de maior uso de cerâmicas junto com outros materiais. São requeridas frequentemente cerâmicas de formas tão complexas que só podem ser produzidas unindo formas menos complexas [2]. Desta forma, tem havido um largo interesse em uniões cerâmica-cerâmica. E, dentre as técnicas mais apropriadas para união de cerâmica está a brasagem [3]. A brasagem é um dos processos de união de cerâmicas mais amplamente utilizados e isso pode

ser atribuído à possibilidade de se evitar fusão dos materiais de base, de permitir a união de materiais dissimilares, além de outras vantagens como boa resistência mecânica, resistência à temperatura elevada e possibilidade de produção em série com custo reduzido. Entretanto, no desenvolvimento de um processo de brasagem, enfrentam-se problemas relacionados às diferenças nas propriedades dos materiais envolvidos, neste caso, a cerâmica e o metal. Pronunciadas diferenças nas propriedades físicas, mecânicas e na estrutura cristalina dos dois materiais devem ter atenção especial no projeto da união. Na união brasada cerâmica-cerâmica uma questão amplamente estudada é o percentual de metal ativo presente na liga de metal de adição, quando se trata da brasagem direta, ou na camada de metalização, quando se trata da brasagem indireta. Isto porque o metal ativo, em quantidades insuficientes, pode não permitir o molhamento da cerâmica prejudicando a união. Por outro lado, quantidades de metal ativo em excesso pode levar ao aumento da fragilidade da junta pela formação de compostos intermetálicos e óxidos [4,5]. No caso da brasagem indireta, a metalização permite o molhamento do substrato cerâmico sem a necessidade de introdução de metal ativo na liga do metal de adição reduzindo o custo do processo.

(Recebido em 17/03/2009; Texto Final em 10/07/2009).

A literatura técnica tem utilizado uma larga faixa de formulações de ligas para brasagem de  $Al_2O_3$  com metal ativo. Dentre as ligas de brasagem com teores de Ti variando de 4 a 10%, uma das mais estudadas é a liga eutética  $Ag_{-28}Cu$  com adição de mais de 10 % de Ti [3]. Para a união de cerâmicas óxidas com brasagem direta essas ligas Ag-Cu com adição de Ti têm sido eficientes. Entretanto, valores altos de Ti sob um vácuo deficiente resulta em juntas frágeis pela afinidade do Ti ao oxigênio, que em excesso, converte-se em parte em um constituinte frágil, deixando pouco elemento metálico para a brasagem ativa [5]. Para obtenção de ligas Ag-Cu com estruturas amorfas torna-se necessário uma altíssima velocidade de resfriamento. Entretanto, esta velocidade pode ser significativamente reduzida ao se utilizar elementos como o Ce que induz a amorfização da liga. Estas ligas de brasagem são principalmente produzidas por laminação na forma de fitas ou fios. Sua produção, entretanto, necessita de muitas operações tecnológicas caras. Por uma única operação utilizando a técnica de solidificação rápida é possível preparar fitas amorfas de excelentes qualidades para brasagem [6]. A mais importante vantagem das fitas amorfas e micro-cristalinas é sua flexibilidade e espessura, não havendo necessidade de grandes folgas de brasagem, como aquelas usadas com metal de adição em pó (pastas), para alcançar um completo preenchimento da seção da brasagem [7]. O presente trabalho se propõe a contribuir nesta área pela proposição de novo material de adição, em forma de fita amorfa, introduzindo o processo de pré-metalização da superfície com metal ativo, Ti, pela aplicação da técnica de sputtering utilizando a descarga em cátodo oco, contribuindo para a produção e uso de juntas de boa qualidade possibilitando a ampliação do uso das mesmas em funções estruturais com maior confiabilidade.

## 2. Materiais e Métodos

Como material de base foram utilizadas amostras de alumina de pureza ( $\geq 99,8$  %) pré-metalizadas com Ti por processo de deposição de filmes finos à plasma pela técnica de descarga em cátodo oco. Executado em equipamento desenvolvido na Universidade Federal do Rio Grande do Norte, UFRN, no Laboratório de Plasma do Departamento de Engenharia Mecânica, LabPlasma.

A opção pela adição de Ti por metalização foi pra facilitar a obtenção da fita amorfa por processo “melt-spinning” e para avaliar a técnica de metalização por catodo oco no processo de brasagem.

Com o objetivo de se obter fitas de metal solidificadas rapidamente com estrutura amorfa foram elaboradas ligas  $Cu_{51-x}Ag_{45}Ce_x$  variando o conteúdo de Cério nas porcentagem apresentadas à seguir: Liga 4% Ce:  $Cu_{51}Ag_{45}Ce_4$ ; Liga 5% Ce:  $Cu_{50}Ag_{45}Ce_5$ ; e Liga 6% Ce:  $Cu_{49}Ag_{45}Ce_6$ . As ligas foram inicialmente fundidas em forno a arco voltaico com atmosfera de argônio, e posteriormente processadas na forma de fitas pelo método de solidificação rápida utilizando o processo melt-spinning. Neste processo a liga fundida é vazada sobre uma roda de cobre refrigerada girando a uma altíssima velocidade, suficiente para gerar uma estrutura não cristalina. A solidificação ocorre em intervalos de milissegundos e a velocidade com a fita é

expulsa da roda alcança cerca de 2 km/min.

A única dessas ligas em que se conseguiu amorfização total foi a liga  $Cu_{49}Ag_{45}Ce_6$ , sendo esta portanto, a que foi utilizada como metal de adição no processo de brasagem.

As amostras de substrato cerâmico utilizadas apresentaram a seguinte configuração geométrica: diâmetro de 5,00 mm com 10 mm de comprimento.

Antes de se posicionar as fitas entre as superfícies cerâmicas estas foram previamente preparadas para o processo de metalização através procedimentos de limpeza padrão, ou seja, imersão em acetona pura com agitação ultra-sônica por 10 minutos e em seguida metalizadas com filme fino de titânio utilizando-se a deposição por plasma pelo processo de cátodo oco. Neste processo um tarugo cilíndrico de aço inox é engastado num cilindro oco de Ti com um furo passante para a passagem do gás do plasma o qual é depositado na superfície da amostra cerâmica promovendo a metalização. Para variar a espessura do filme depositado mantiveram-se fixos os parâmetros do plasma: corrente, pressão de trabalho, fluxo de gás argônio, distância do cátodo e ângulo de deposição e variou-se o tempo de deposição. As medições da espessura dos filmes foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura, em amostras de vidro. Procurou-se tomar medidas sempre na região mais central das amostras em vidro para reproduzir valores médios de espessura da camada na amostra de alumina. Foram realizadas cinco medidas de cada uma das camadas sendo calculada a média em microns.

Finalmente as fitas foram posicionadas entre as superfícies cerâmicas pré-metalizadas em um suporte de aço ferramenta especialmente projetadas para este fim e apresentado na Figura 1. Não foi aplicada pressão sobre as peças; os parafusos do suporte foram apertados somente até encostar as peças mantendo-as no lugar e bem alinhados. Em seguida o conjunto foi inserido num forno a vácuo para a brasagem, sendo que para se obter a temperatura de brasagem foram realizados ensaios de DSC (Differential Scanning Calorimetry). Para a obtenção do vácuo foram utilizados os sistemas de bombas, mecânica e difusora, integrante do próprio forno atingindo um vácuo de  $5 \times 10^{-4}$  bar para evitar oxidação do Ti.

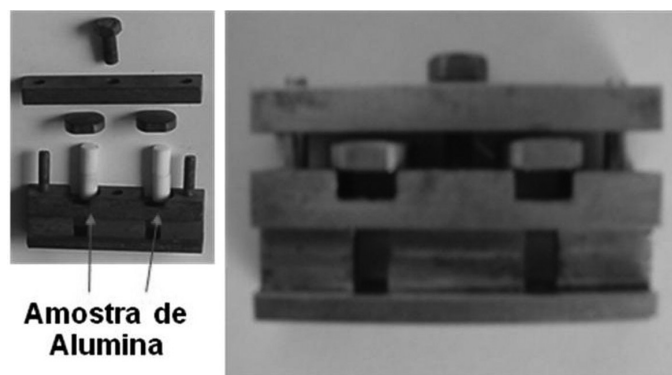


Figura 1. Suporte com os corpos de prova posicionados.

A caracterização da resistência mecânica das juntas foi executada através de ensaio de flexão em três pontos, utilizando uma máquina universal de ensaios Karl Schröder KG, Material

prüfmaschine, modelo D-6940, com velocidade de avanço do pistão de 0,1 mm/min. O dispositivo para execução do ensaio foi projetado com o intuito de minimizar as tensões de contato suporte/amostra e os erros inerentes aos desalinhamentos do sistema, garantindo uma distância entre apoios de 10 mm. Na Figura 2 é apresentado o desenho esquemático apresentando a configuração dos apoios nos corpos de prova para a aplicação da carga de flexão.

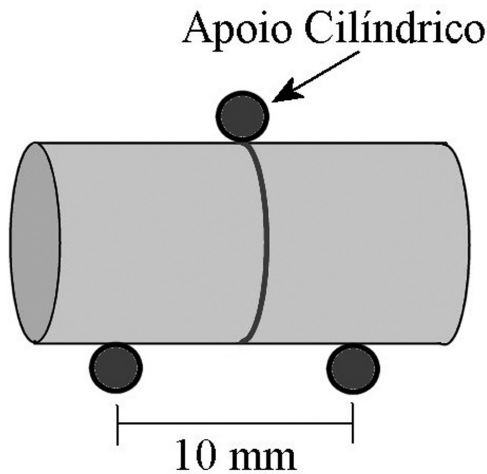


Figura 2. Esquema da configuração dos apoios para aplicação das cargas para o ensaio de flexão.

A tensão de ruptura foi definida como a tensão máxima trativa que a superfície inferior da amostra estava submetida no momento da ruptura, sendo calculada a partir do valor da carga de ruptura fornecido pela máquina e dos parâmetros geométricos do corpo de prova e do ensaio, utilizando a equação 1.

$$\sigma_{flexão} = \frac{8P}{\pi d^3} \quad (1)$$

Onde,  $\sigma_{flexão}$  = Resistência à Flexão (MPa); P = Carga de Ruptura (N); L = Distância entre os apoios (m) e d = Diâmetro do corpo de prova (m). A figura 3 apresenta a seqüência de todas as etapas utilizadas no processo.

A caracterização microestrutural das juntas brasadas, foi executada em microscópio eletrônico de varredura SSX-550 Shimadzu. Foram utilizados na captura das imagens, ambos os detectores de elétrons, secundário e retroespalhados, utilizando-se 20kV de tensão.

Para avaliar a influência dos parâmetros da brasagem na microestrutural e resistência mecânica das juntas realizou-se o planejamento fatorial. O objetivo do planejamento fatorial, e posterior análise de superfície de resposta, foi analisar o menor número de experimentos, reduzindo custos e tempo, além de determinar a influência significativa ou não das variáveis de entrada sobre a(s) resposta(s), quantificando os efeitos destas variáveis para a otimização do processo. Neste trabalho foi utilizado o programa Statistica, versão 5.0.

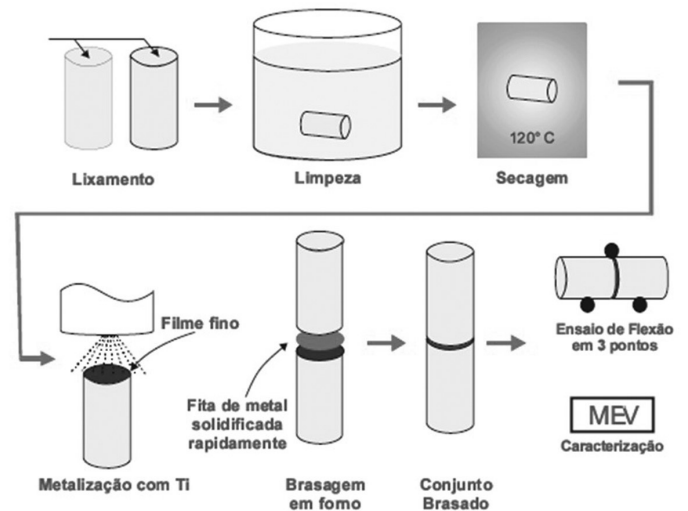


Figura3. Etapas do processo de brasagem indireta.

### 3. Resultados e Discussões

Os valores médios das espessuras das camadas metalizadas variaram de 0,48 a 1,70  $\mu\text{m}$  para tempos de deposição de 60 a 120 minutos. As Figuras 4 e 5 apresentam imagens via MEV de filmes depositado com tempo de 120 minutos. A taxa de deposição média ficou em torno de  $2,42 \times 10^{-4} \mu\text{m/s}$ .

A Tabela 01 apresenta a composição química das camadas de metalização obtida por EDX (Energy-dispersive X-ray spectroscopy), mostrando a presença do titânio sobre a alumina.

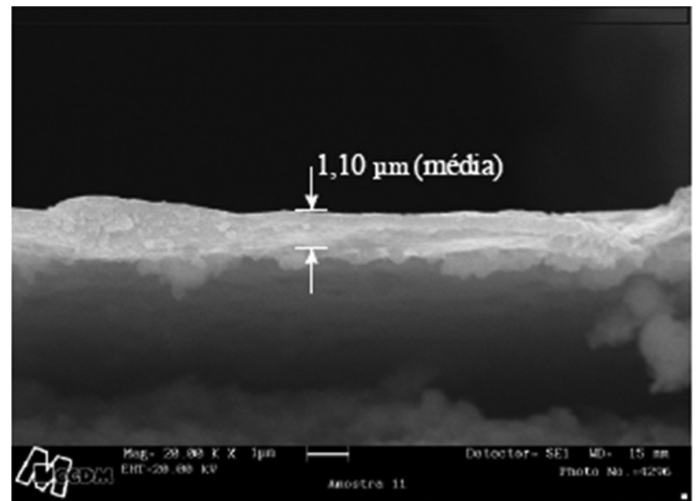


Figura4. Imagem dos depósitos de pré-metalização em amostras de vidro (1,10 $\mu\text{m}$ ).

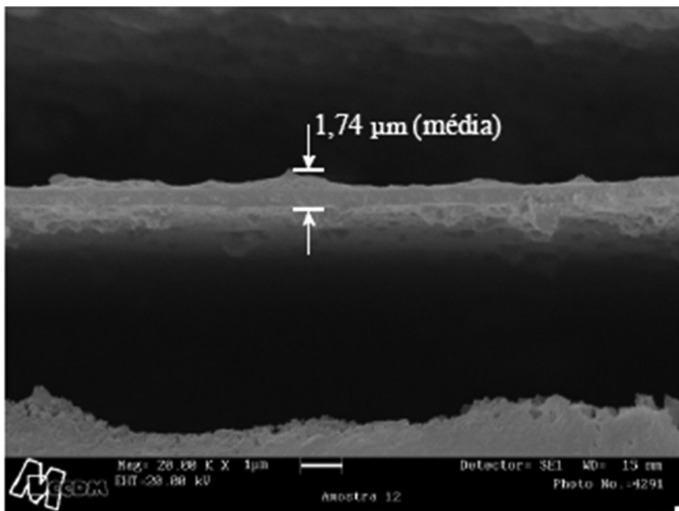


Figura 5. Imagem dos depósitos de pré-metalização em amostras de vidro (1,74μm).

Tabela 1. Composição química das camadas de metalização.

Elemento	(%)	Elemento	(%)
Al	93.67	K	0.22
Ti	2.85	S	0.15
Si	1.51	Ni	0.07
Sm	0.43	Zn	0.06
Ca	0.40	Cu	0.06
Fe	0.28	Zr	0.03
P	0.22	Nb	0.03

O resultado da análise química indicou a presença do titânio em quantidades suficientes para o molhamento da alumina no processo de brasagem. As fitas obtidas por melt-spinning apresentaram características macroscópicas diferentes para diferentes teores de cério. As colorações variaram e a flexibilidade aumentou com o aumento do teor deste elemento. Observou-se também que houve um alargamento dos picos cristalinos indicando a perda da cristalinidade ao se aumentar o conteúdo de 4 % para 5 % de Ce, tornando-os menos agudos. Quando se adicionou 6 % Ce na liga a estrutura passou a reter a fase amorfa no estado sólido confirmada pela ausência de picos característicos das fases cristalinas conforme pode ser observado do difratograma apresentado na figura 6. Nesta mesma figura está apresentado o difratograma de raios-x do lingote de origem desta fita. Comparando-se os dois espectros a evidência de material amorfo fica demonstrada pela presença dos picos de cristais no lingote e sua ausência na fita obtida por solidificação rápida.

De acordo com o trabalho de INOUE [8] esperava-se, já com esses percentuais (4 % Ce e 5 % Ce), se alcançar fase amorfa e maior flexibilidade do que a que as fitas apresentaram, entretanto, somente se observaram estas características na fita contendo 6 % Ce.

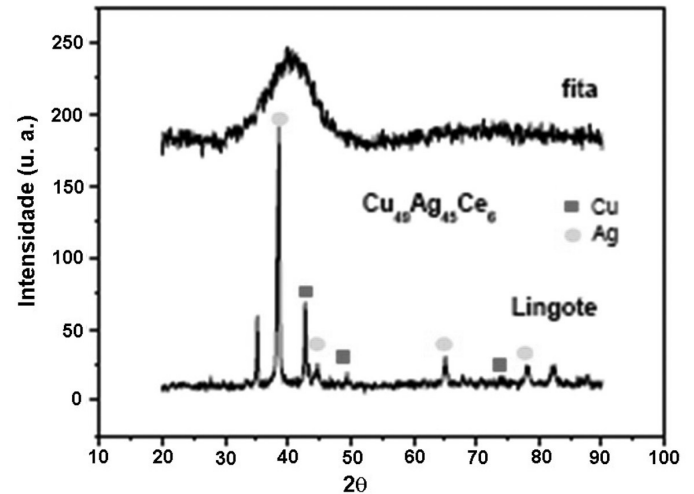


Figura 6. Difratograma de raios-x da fita  $\text{Cu}_{40}\text{Ag}_{45}\text{Ce}_6$  – estado amorfo, comparando-se com o lingote de mesma composição no estado cristalino.

As fitas apresentaram espessura aproximada de 0,02 mm e largura aproximada de 2,00 mm. Buscando-se especificar a temperatura de brasagem foram realizados ensaios de DSC nas fitas obtidas, tentando-se encontrar a fita com menor valor na temperatura liquidus. As figuras 7 (a-c) apresentam os DSC das fitas com a indicação das temperaturas liquidus, as quais resultaram em,  $\sim 801^\circ\text{C}$ ,  $\sim 783^\circ\text{C}$ ,  $\sim 758^\circ\text{C}$ , para as fitas com 4, 5 e 6 % Ce respectivamente.

### 3.1. Comportamento Mecânico das Juntas Brasadas.

Com o planejamento fatorial, verificou-se a influência das três variáveis de entrada (tempo de deposição do filme fino, temperatura de brasagem e tempo de brasagem) sobre o valor da variável de resposta (resistência à flexão) do processo, buscando definir as faixas ótimas de operação do processo, ou seja, as faixas que maximizem as respostas. De acordo com a Tabela 2, verificam-se os valores das variáveis de entrada e da resposta que foram utilizados para o tratamento estatístico do planejamento fatorial, buscando analisar quais concentrações fornecem valores ótimos e estatisticamente significativos. Para o modelo estudado, do tipo fatorial completo, foram realizados 11 experimentos, dos quais três foram repetidos no ponto central.

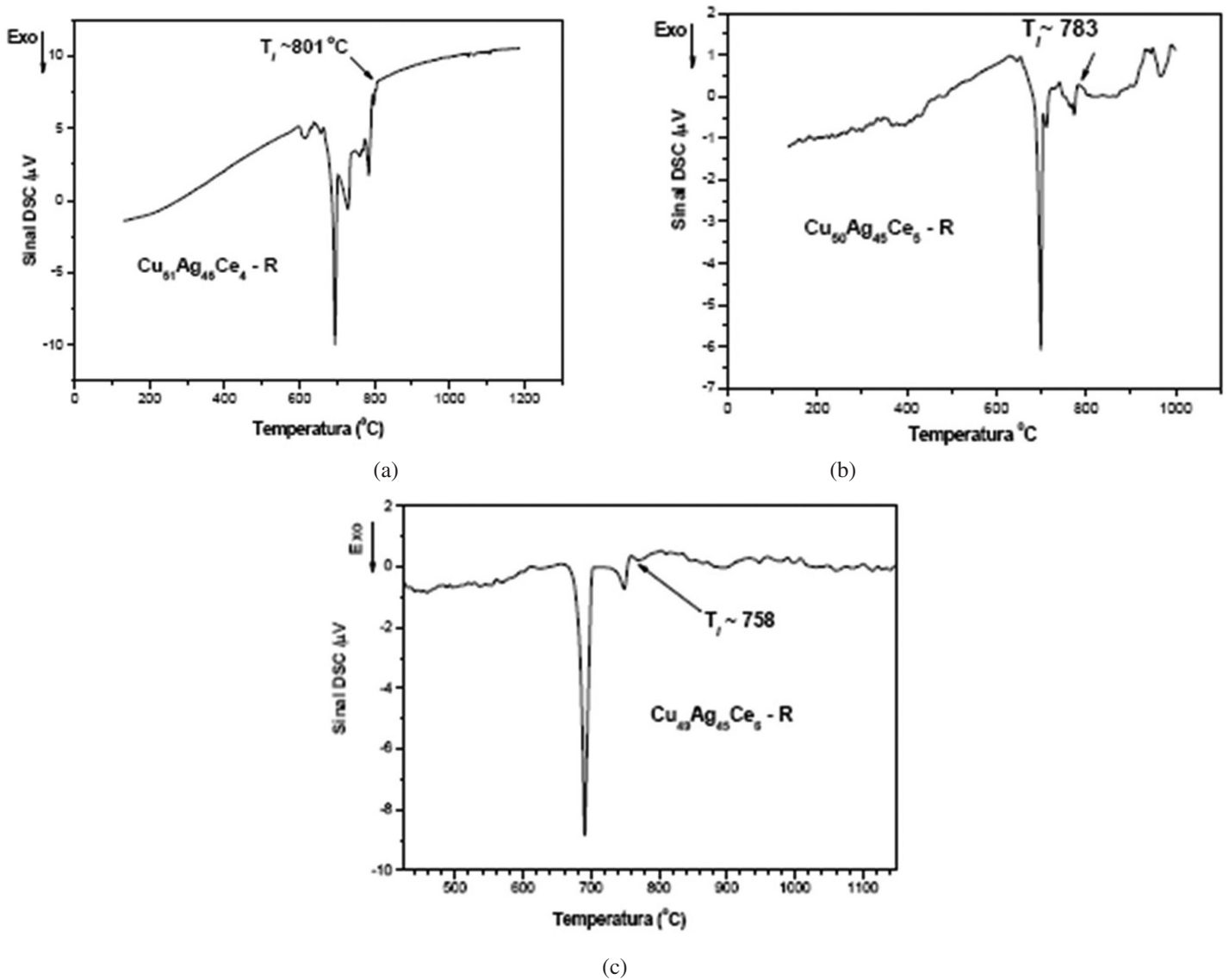


Figura 7. Termogramas de DSC das fitas  $\text{Cu}_{51}\text{Ag}_{45}\text{Ce}_4$  (a),  $\text{Cu}_{50}\text{Ag}_{45}\text{Ce}_5$  (b) e  $\text{Cu}_{49}\text{Ag}_{45}\text{Ce}_6$  no estado cristalino(c).

Tabela2. Matriz de Planejamento Fatorial 22 + 3 experimentos no ponto central e dados experimentais da resistência à flexão das juntas.

Ensaio	$X_1$ Tempo de deposição (min)	$X_2$ Temperatura de brasagem (°C)	$X_3$ Tempo de brasagem (min)	Resistência à Flexão (MPa)
1	120	1150	40	120,3
2	120	1150	20	134,5
3	120	1070	40	176,8
4	120	1070	20	136,5
5	60	1150	40	167,8
6	60	1150	20	154,7
7	60	1070	40	126,9
8	60	1070	20	135,3
9	90	1110	30	136,0
10	90	1110	30	134,0
11	90	1110	30	145,9



O maior valor de resistência à flexão ocorreu para maior tempo de deposição, menor temperatura de brasagem e maior tempo de brasagem, alcançando o valor de 176,8 MPa.

Este valor pode ser considerado bastante satisfatório considerando-se valores alcançados e apresentados na literatura que estão em média em torno de 120 MPa (1,5, 11, 12, 13), e o maior valor alcançado para flexão em 3 pontos por Mori [9] chegou a  $189 \pm 27$  MPa na união de  $Al_2O_3-Al_2O_3$ . Mais adiante se analisa a ocorrência dos valores de resistência à flexão em 3 pontos em termos da equação da regressão linear associada ao modelo. A equação da regressão linear dos dados experimentais ajustados para a resistência à flexão das juntas é dada pela equação 2.

$$RF = 142,61 - 2,07X_1 + 0,23X_2 + 3,85X_3 - 14,85X_1X_2 + 2,67X_1X_3 - 4,13X_2X_3 - 9,5X_1X_2X_3 \quad (2)$$

Onde RF = resistência à flexão (MPa); X1 = tempo de deposição (min); X2 = temperatura de brasagem (°C); X3 = tempo de Brasagem.

Tabela3. Análise de variância para o ajuste do modelo linear com três parâmetros para flexão em três pontos (MPa).

Fonte de Variação	Soma Quadrática	GL	Média Quadrática	Teste F
Regressão	2486,18	2	1243,09	21,79
Resíduo	493,14	8	61,64	
Falta de Ajuste	412,08	6		
Erro Puro	81,06	2		
Total	2979,32	10		
% de variação explicada	83,45			
% max de variação Explicável	97,27			
F tabelado para 95% de confiança	4,46			

Com a finalidade de verificar se o modelo apresenta significância estatística, foi feita a análise de variância (% de variação explicada e teste F), utilizando-se o programa Statistica, versão 5.0. Com o teste F foi possível observar que o valor de F calculado foi maior que o valor do F tabelado, para um nível de 95 % de confiança. Portanto, pode-se afirmar que o modelo empírico é estatisticamente significativo. [12]

Tabela 4. Simulação da resistência à flexão para valores codificados.

Simulação	X <sub>1</sub> Tempo de deposição	X <sub>2</sub> Temperatura de brasagem	X <sub>3</sub> Tempo de brasagem	RF (MPa) Resistência à flexão
1	0	0	0	142,61
2	+1	+1	+1	118,26
3	-1	-1	-1	137,26
4	-1	+1	+1	166,96
5	-1	-1	+1	118,26
6	+1	-1	+1	166,96

$$RF = 142,61 - 14,85 X_1 X_2 - 9,5 X_1 X_2 X_3$$

Os parâmetros em negrito são os estatisticamente significativos ao nível de 95 % de confiança. Desta forma a equação (2) torna-se:

$$RF = 142,61 - 14,85X_1X_2 - 9,5X_1X_2X_3 \quad (3)$$

Os parâmetros significativos para os valores estudados são, portanto, a média dos resultados de flexão, a interação existente entre o tempo de deposição e a temperatura de brasagem e a interação entre os três fatores. Na Tabela 3, apresenta-se a análise de variância para o ajuste do modelo linear com três parâmetros, através de uma regressão, para a Resistência à Flexão.

A escolha das temperaturas de 1000°C foi feita para garantir a fusão dos metais adição já que os mesmos estariam sob pressão durante a brasagem.

Através de simulações utilizando a equação (3), pode-se observar que, substituindo-se os parâmetros nos níveis codificados, ou seja, quando se determina valores de X<sub>1</sub>, X<sub>2</sub> e X<sub>3</sub>, em seu valor médio, codificado pelo valor 0 (zero), nível superior codificado pelo valor +1, e nível inferior codificado pelo valor -1, obtém-se os valores apresentados na Tabela 4.

Através da Tabela 4, observa-se que o valor máximo obtido para a flexão, 166,96 MPa, ocorreu para as simulações 4 e 6, quando as grandezas de  $X_1$ ,  $X_2$  e  $X_3$ , alcançam os valores de 60 minutos de tempo de deposição (-1), 1150 °C de temperatura de brasagem (+1) e 40 minutos de tempo de brasagem (+1) e 120 minutos de tempo de deposição (+1), 1070 °C de temperatura de brasagem (-1) e 40 minutos de tempo de brasagem (+1). A Figura 08, apresenta a confirmação gráfica dos resultados das duas simulações, 4 e 6, ou seja, demonstra-se a superfície de resposta: variação da Resistência à Flexão (MPa), RF, em função do tempo de deposição (min),  $X_1$ , e da temperatura de brasagem, (°C),  $X_2$ , mantendo-se a grandeza tempo de brasagem (min) no nível máximo. Pela análise da Figura 8, verifica-se que valores mais altos da resistência à flexão ocorrem quando os valores de tempo de deposição ou temperatura de brasagem encontraram seus valores mais altos, numa combinação inversa de menor tempo de deposição e maior temperatura de brasagem ou menor temperatura e maior tempo de deposição.

As hipóteses para justificar os resultados obtidos são apresentadas a seguir: o maior tempo de deposição acarretaria a formação de uma maior camada de titânio, aumentando a molhabilidade da superfície cerâmica pelo metal de adição e favorecendo a realização na união, isto acontecendo em valores de temperatura de brasagem menores devido a não formação de compostos intermetálicos nocivos que poderiam ocorrer em temperaturas mais elevadas. Por outro lado, em tempos menores de deposição, quando as camadas de Ti são menores, a temperatura mais elevada favoreceria a junta pela maior difusão dos elementos metálicos na alumina, mas sem formar compostos intermetálicos nocivos pela pequena quantidade de Ti depositado.

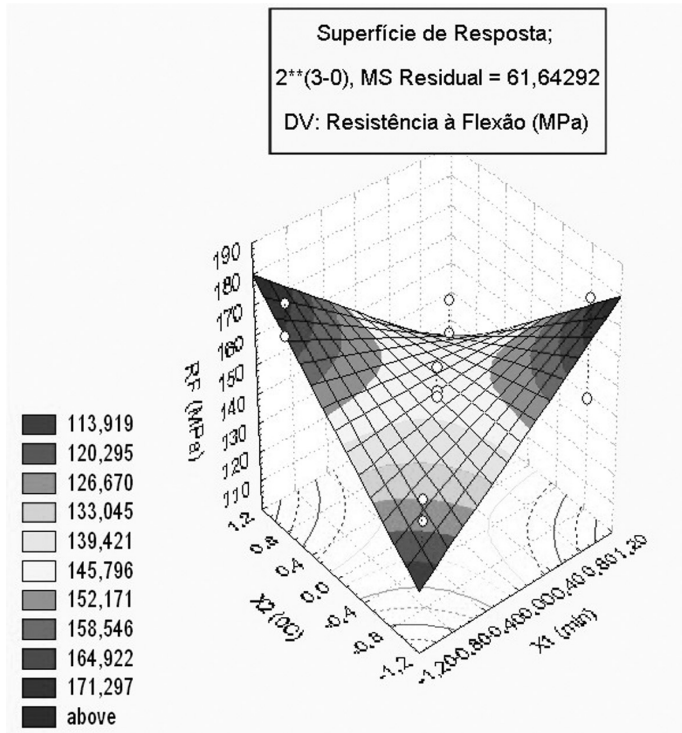
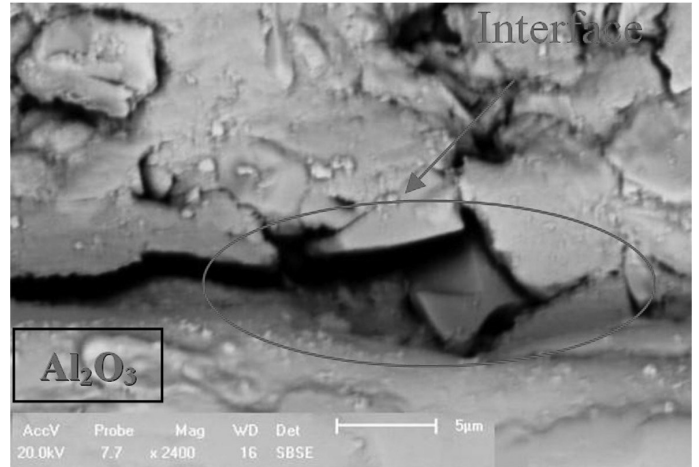


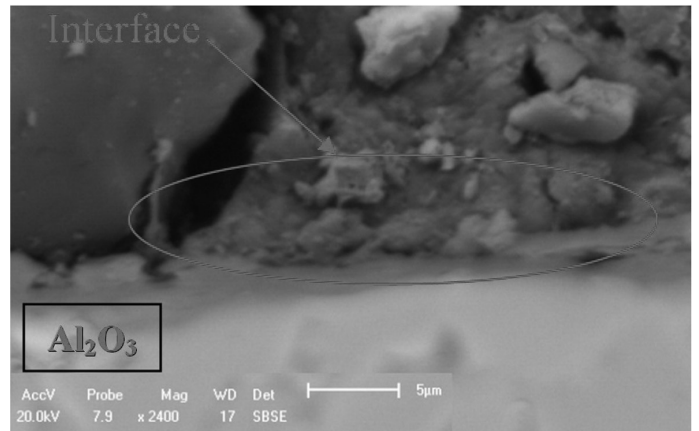
Figura 8. Gráfico da confirmação dos resultados das duas simulações da resposta de superfície.

### 3.2. Análise das interfaces brasadas

A figura 9 apresenta micrografia das interfaces de amostras brasada com maior tempo de deposição da camada de Ti e maior temperatura de brasagem (a) e menor tempo de deposição da camada de Ti e menor temperatura de brasagem (b). Observam-se descontinuidades e grãos soltos confirmando a pouca eficiência de adesão.



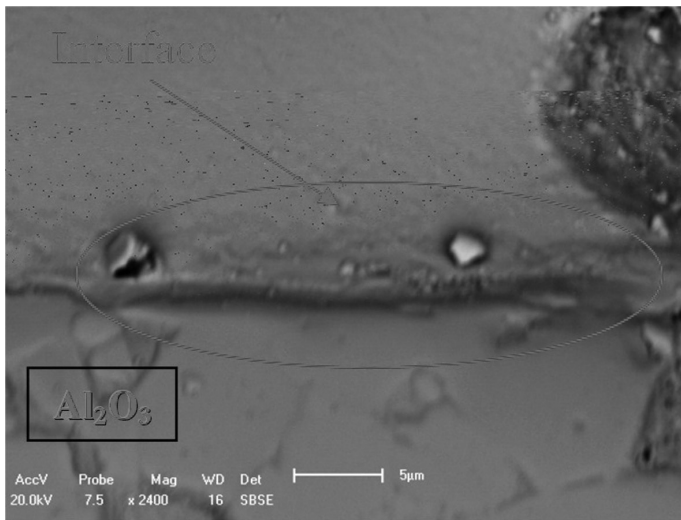
(a)



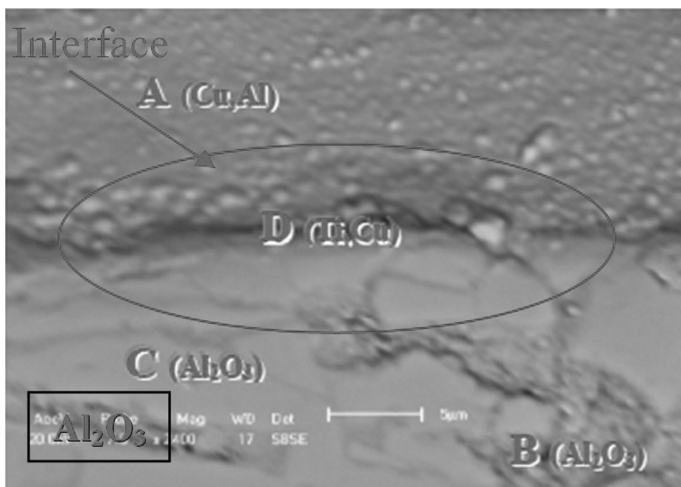
(b)

Figura 9. Aspecto da interface das juntas brasadas.

A figura 10 apresenta as interfaces brasadas das amostras obtidas com menor tempo de deposição da camada de Ti e maior temperatura de brasagem (a) e com maior tempo de deposição da camada de Ti e menor temperatura de brasagem (b) que apresentaram os maiores valores de resistência á flexão. Observa-se a homogeneidade da mesma e a ausência total de poros ou descontinuidades



(a)



(b)

Figura10. Aspecto da interface das juntas brasadas.

#### 4. Conclusões

- É possível a realização do processo de brasagem cerâmica-cerâmica, utilizando alumina com pureza  $\geq 99,85\%$  como material base, sendo esta pré-metalizada com Ti por processo de deposição de filmes finos a plasma pela técnica de descarga por cátodo oco e utilizando como material de adição fitas de metal amorfo de composição  $\text{Cu}_{49}\text{Ag}_{45}\text{Ce}_6$  obtidas por solidificação rápida pelo processo “melt-spinning”.
- As superfícies metalizadas pelo processo cátodo oco apresentaram uniformidade observadas visualmente em microscópio eletrônico de varredura, sendo possível variar a espessura do filme, mantendo-se fixos os parâmetros do plasma.
- O maior valor absoluto de resistência à flexão ocorreu para o maior tempo de deposição, a menor temperatura de brasagem e o maior tempo de brasagem alcançando 176,8 MPa.
- Através de simulações usando o modelo da regressão linear, observou-se o valor máximo de 166,6 MPa obtido para a

flexão, foi alcançado com os valores de 60 minutos de tempo de deposição, 1150 °C de temperatura de brasagem e 40 minutos de tempo de brasagem ou então com os valores de 120 minutos de tempo de deposição, 1070 °C de temperatura de brasagem e 40 minutos de tempo de brasagem.

#### 5. Referências Bibliográficas

- [1] NASCIMENTO, R. M., BUSCHINELLI, A. J. A., SIGISMUND, E., REMMEL, J. Metalização Mecânica de Alumina Com Titânio para Brasagem sem Metal Ativo. Revista Soldagem & Inspeção, São Paulo: Associação Brasileira de Soldagem, ano 7, n°.1, Set. 2002. p. 25-31.
- [2] WATKINS, D. Types of Ceramic Joining and Their Uses. Engineering Materials Handbook ASM, International Handbook Committee, Ceramics and Glasses, v. 4, 1991. p. 478-481.
- [3] NICHOLAS, M.G. Joining of Ceramics. Institute of Ceramics. London: Chapman and Hall – UK, 1990.
- [4] CHUNG, Y-S, ISEKI, T. Wetting and Joining of SiC by Ag-Cu-Ti Brazing Alloys. 5 ed. Journal of the Ceramic Society of Japan, v. 98-583, n. 6, 1990. p. 53-59.
- [5] MORIN, E. C., DE PARIS, A. A. F. Desenvolvimento de Liga para Brasagem de Cerâmicas Óxidas - Testes Preliminares. 1°. COBEF, Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, 02 a 04 abr. 2001, Curitiba, Anais. Curitiba: COBEF, 2001.
- [6] DUHAJ, P., SEBO, P., SVEC, P. JANICKOVIC, D. Development and characterization of Ag-Cu-Ti brazes prepared with planar flow casting. Materials Science and Engineering, A 271, 1999. p. 181-187.
- [7] RABINKIN, A. New Applications for Rapidly Solidified Brazing Foils. Miami: Welding Journal, v. 68 (10), out. 1989. p. 39-46.
- [8] INOUE, A. PARK, J., MASUMOTO, T. Formation of Amorphous Cu-Ce-Ag Alloys by Rapid Solidification and Their Thermal and Mechanical Properties. Materials Transactions, JIM, v. 35, n. 4, 1994. p. 227-232.
- [9] MORI, R. N. Estudo da Metalização e dos Parâmetros de Brasagem em uniões  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-Ni-Co}$ . Florianópolis: Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Dissertação de Mestrado, 2004.
- [10] KIM, J-H., YOO, Y-C. Bonding of alumina to metals with Ag-Cu-Zr brazing alloy. Journal of Materials Science Letters, 16 (1997), Chapman & Hall, 1997. p. 1212-1215.
- [11] XIONG, H., WAN, C., ZHOU, Z. Joining of  $\text{Si}_3\text{N}_4$  to  $\text{Si}_3\text{N}_4$  using rapidly-solidified  $\text{CuNiTiB}$  brazing filler foils. Journal of Materials Processing Technology 75, 1998. p. 137-142
- [12] LUCIANO, B. A. Aplicações Eletroeletrônicas de Materiais Magnéticos Obtidos pelo Método de Solidificação Rápida. Campina Grande: DEE/CCT/UFCG. Notas de Aulas, 2004.