

BRASAGEM $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ COM LIGAS DE ADIÇÃO COMERCIAIS CONTENDO METAL ATIVO

R. M. do Nascimento, A. E. Martinelli *, A. J. A. Buschinelli

Universidade Federal de Santa Catarina - UFSC
Departamento de Engenharia Mecânica
Laboratório de Materiais - LabMat
CP. 476 Campus Universitário - Trindade
Florianópolis SC 88040-900
e-mail: rubens@pg.materiais.ufsc.br

* Universidade Federal do Rio Grande do Norte - UFRN
Departamento de Engenharia Mecânica - Campus Lagoa Nova
Natal, RN 59072-970
edu@ufrnet.ufrn.br

Resumo. *A tecnologia de união de materiais cerâmicos com metálicos tem sido amplamente estudada para utilização em aplicações específicas em que se necessita aliar em um único componente híbrido a tenacidade e a confiabilidade dos metais com a estabilidade térmica, dimensional, química e boa resistência ao desgaste das cerâmicas. A brasagem metal/cerâmica utilizando ligas de adição à base de Ag-Cu contendo um metal ativo tem sido bastante difundida, em virtude de sua simplicidade operacional e por resultar em juntas com boa resistência térmica e mecânica. Neste trabalho estuda-se a formação de interfaces em uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasadas em alto vácuo ($3,0 \times 10^{-5}$ mbar) com as ligas de adição comerciais Ticusil, Incusil ABA e Cusin I ABA. A microestrutura das interfaces foi caracterizada por microscopia eletrônica de varredura. Observou-se que a microestrutura das interfaces é constituída basicamente por três fases com a composição de cada uma e a quantidade relativa, variando em função da temperatura de brasagem e da liga de adição utilizada. Verificou-se a presença da camada de reação nas brasagens executadas com a liga Ticusil e com a liga de adição Cusin I ABA.*

Palavras-chave: Brasagem, uniões metal-cerâmica, metal ativo

1. INTRODUÇÃO

A tecnologia de união de materiais cerâmicos com metálicos tem sido amplamente estudada para utilização em aplicações em que se necessita aliar em um único componente a excelente tenacidade, confiabilidade e conformabilidade dos metais com a estabilidade térmica, química, dimensional e boa resistência ao desgaste das cerâmicas (Hadian, 1996, Sukanuma, 1993; Lugscheider, 1993 e Sukanuma, 1990). O princípio dos métodos de união é alicerçado na utilização de cerâmicas apenas na região do componente submetido à temperaturas elevadas ou ambientes agressivos do ponto de vista químico e mecânico (abrasão). O restante da peça é, em geral, confeccionada em metal, tal qual turbo-compressores para motores de combustão. Neste caso, o rotor cerâmico (submetido a altas temperaturas) é unido a um eixo metálico (Martinelli, 1996). A união do rotor cerâmico com o eixo metálico nos turbo-compressores permite uma

redução no momento de inércia de até 40 %, melhorando assim o tempo de resposta em 30%, além da redução no consumo de combustível metálico (Martinelli, 1996). Componentes para operação em alto-vácuo, sensores e componentes de circuitos eletrônicos também utilizam uniões metal-cerâmica (Nascimento, 1997). Outro exemplo pode ser visto na união de pastilhas cerâmicas com o corpo de um balancim, ou ainda no revestimento do pistão metálico de um motor de combustão com um material cerâmico.

Entre as técnicas de união metal/cerâmica, a brasagem com metal ativo se destaca em função da boa resistência mecânica, alta temperatura de serviço, excelente condutividade térmica e elétrica da união, além da simplicidade operacional e fácil automação do processo (Moret, 1993; Van der Sluis, 1992 e Suganuma, 1990). Entre as desvantagens da técnica, pode-se citar a formação de elevadas tensões térmicas residuais em função das pronunciadas diferenças entre os módulos de elasticidade e coeficientes de expansão térmica (α) dos metais e cerâmicas, bem como as diferentes estruturas cristalinas e natureza das ligações (Martinelli, 1996).

As ligas de adição com metal ativo para brasagem direta de cerâmicas podem ser divididas em dois grupos básicos: i) Cu-X e; ii) Ag-Cu-X. O componente ativo do sistema (X) é em geral um elemento do grupo IVB (Ti, Zr, Hf), podendo também ter a presença de outros elementos como Ni, Be, Sn, V, Cr e In que são adicionados para acentuar a atividade do elemento ativo, reduzir o intervalo entre as temperaturas *solidus* e *liquidus* da liga, além de melhorar a sua fluidez (Lugscheider, 1993; Akselsen, 1992 e Nicholas, 1980). A reduzida solubilidade do Ti na Ag contribui para aumentar a atividade do elemento ativo na liga, permitindo que a introdução de pequenos teores de Ti seja suficiente para propiciar o molhamento do substrato cerâmico. Por outro lado, a elevada solubilidade do Ti no Cu e a existência do eutético Ag-Cu, permite que a Ag introduzida na liga Cu-Ti acentue sua atividade, tornando o sistema Ag-Cu-Ti atrativo para brasagem com metal ativo (Chidambaram, 1994, Akselsen, 1992 e Nicholas, 1980).

No presente trabalho estuda-se a formação de interfaces em uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasadas com diferentes ligas com metal ativo, permitindo a avaliação da influência do teor de Ti e da introdução de Sn e In nas ligas de adição, na microestrutura das interfaces, em diversas condições de brasagem.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As brasagens foram executadas em amostras cilíndricas ($\phi = 8,0$ mm e $H = 10,0$ mm) utilizando uma única camada de liga de adição de 0,1 mm de espessura. Na Figura 1 é apresentado um diagrama esquemático dos componentes para a confecção das juntas brasadas.

O componente cerâmico (Alumina A100SG - Alcoa) da união foi compactado uniaxialmente em matriz flutuante e sinterizado a 1545 °C, obtendo-se uma densidade relativa de 96%. As amostras cerâmicas foram pré-sinterizadas a 1150 °C com o intuito de possibilitar o desgaste abrasivo das superfícies a serem brasadas (220 mesh), garantindo condições similares de rugosidade para todas as uniões. O componente metálico da união foi a liga Fe-28%Ni-18%Co desenvolvida por metalurgia do pó especialmente para a união com alumina. O coeficiente de expansão térmica desta liga foi ajustado através de rigoroso controle da granulometria dos pós e da composição química, visando a obtenção de uma microestrutura adequada para minimizar as tensões térmicas residuais. A caracterização microestrutural e dilatométrica desta liga foi executada em trabalhos recentes por Nascimento et. ali, estando disponível na literatura (Nascimento, 1998).

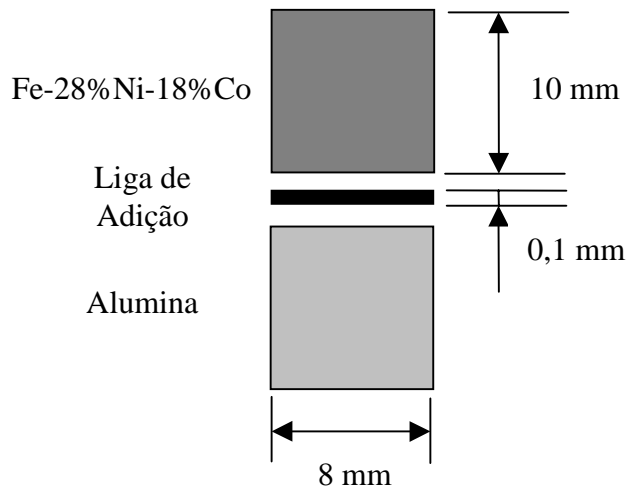


Figura 1: Diagrama esquemático das uniões.

Antes da brasagem o metal, a cerâmica e a liga de adição foram submetidos a uma sequência padrão de limpeza com acetona e imersão em ultra-som, objetivando remover impurezas e depósitos orgânicos que podem prejudicar a qualidade da junta brasada.

Para a brasagem os materiais de base foram montados de forma a garantir o alinhamento entre os componentes e permitir a aplicação de uma pressão uniaxial de 11 KPa sobre os pares. As brasagens foram executadas sob vácuo de $3,0 \times 10^{-5}$ mbar, utilizando um forno de alto-vácuo Leybold-Heraeus WI 100/100 W, com aquecimento através de resistências de tungstênio. O ciclo térmico de brasagem consistiu de um patamar de 30 min a 25°C abaixo da temperatura *solidus* das ligas de adição, garantindo-se o equilíbrio térmico da cerâmica. Um segundo patamar foi estabelecido na temperatura de brasagem por um tempo de 15 min, visando reproduzir as mesmas condições de processo para as diferentes ligas estudadas. As brasagens foram executadas utilizando-se ligas de adição comerciais contendo Ti como elemento ativo, segundo as composições detalhadas na Tabela 1.

Tabela 1: Ligas de adição estudadas (Wesgo, 1994).

| Liga de Adição (Nome comercial) | Ag (%) | Cu (%) | Ti (%) | Outros (%) | $T_{solidus}$ ($^{\circ}\text{C}$) | $T_{liquidus}$ ($^{\circ}\text{C}$) |
|------------------------------------|-----------|-----------|-----------|---------------|---|--|
| Ticusil | 68,80 | 26,70 | 4,50 | - | 830 | 850 |
| Incusil ABA | 59,00 | 27,25 | 1,25 | In - 12,50 | 605 | 715 |
| Cusin I ABA | 63,00 | 34,25 | 1,75 | Sn - 1,00 | 775 | 806 |

Duas temperaturas de brasagem foram selecionadas para cada liga de adição estudada, visando permitir a análise da temperatura de brasagem na microestrutura da interface das uniões. Com o objetivo de normalizar o efeito da temperatura, optou-se por especificar as mesmas em relação a temperatura *liquidus* de cada liga de adição. Desta forma, com a liga Ticusil as brasagens foram executadas a 855 °C e 885 °C. No caso da liga Incusil ABA as temperaturas selecionadas foram de 720 °C e 750 °C e finalmente de 811 °C e 841 °C para as brasagens que utilizaram a liga de adição Cusin I ABA.

Após a brasagem as uniões foram inspecionadas visualmente e a microestrutura da interface das uniões caracterizada utilizando um microscópio eletrônico de varredura Philips XL - 30 equipado para espectroscopia de energia dispersiva.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A temperatura e o tempo de brasagem são parâmetros de processo que devem atuar junto à cinética das reações que podem ocorrer entre a liga de adição e os substratos. Quando os elementos da liga de adição reagem com a superfície cerâmica formando uma camada de reação, ocorre uma mudança composicional no restante da liga, fazendo com que no resfriamento dentro do equilíbrio, as fases formadas possam ser diferentes em função basicamente do previsto pelo diagrama de equilíbrio. Do ponto de vista do componente metálico, ocorre uma certa dissolução da liga de adição no substrato metálico, gerando uma região de difusão, próxima a interface com a liga de adição, o que também influencia nas fases interfaciais formadas.

A análise visual das juntas metal/cerâmica brasadas com a ligas Ticusil, Incusil ABA e Cusin I ABA não revelou a presença de trincas superficiais na cerâmica ou macro defeitos na junta, que poderiam ter surgido como consequência da diferença no coeficiente de expansão térmica entre a cerâmica e o metal. Observou-se através da aparência da superfície do metal na região próxima à junta, que a liga de adição infiltrou parcialmente nos poros comunicantes do metal, fato que aparentemente não comprometeu a qualidade da junta brasada. Estudos sobre a brasagem de materiais sinterizados mostram que o nível de porosidade (em torno de 10%) da liga Fe-28%Ni-18%Co estudada não representa um fator limitante no processo (Nascimento, 1999).

O diagrama de fases Ag-Cu-Ti (Petzow, 1988) mostra que a 700°C a microestrutura da liga de adição Ticusil deve ser constituída por três fases distintas: Ag pura, uma fase de Cu, que pode admitir até 7,7% (atômico) de Ti em solução, e uma terceira fase denominada de γ (TiCu). Baseado no fato de que o sistema Ag-Cu-Ti não forma nenhum composto ternário (Petzow, 1998) e nos diagramas binários Ag-Cu, Ag-Ti e Cu-Ti (Hansen, 1958), pode-se esperar que a microestrutura da liga Ticusil, a 700 °C, seja similar à encontrada na temperatura ambiente. A microestrutura da liga de adição Ticusil foi previamente caracterizada (Nascimento, 1997), sendo detectada a presença de fases contendo Ag e Cu distribuídas segundo uma morfologia de solidificação eutética e com composição média correspondente ao eutético do sistema Ag-Cu. A fase γ (TiCu) é observada na fronteira da fase eutética com uma fase óxida rica em Ti (91%), que deve ser a solução sólida α Ti-O, provavelmente formada durante a etapa de fabricação da liga de adição.

A microestrutura das uniões metal/cerâmica brasadas com a liga de adição Ticusil apresenta camada de reação nas duas temperaturas estudadas, assim como uma pequena infiltração da liga de adição nos poros comunicantes do metal (Fe-Ni-Co). A microestrutura interfacial da junta brasada a 855 °C/15 minutos é formada pela camada de reação contendo elevados teores de Ti (36%), Cu (17%), Fe (15%), Ni (13%) e Ag (10%), além de Co, Al e O e

por quatro fases distintas. A fase 1 é contínua na microestrutura, sendo formada por 96%Ag-4%Cu. A denominada fase 2 da microestrutura da junta é formada por 76%Cu-12%Ag-4%Ni com pequenos teores de Fe, Ti, Co e O, estando inserida na fase majoritária 1. A terceira fase é denominada de fase 3N, tendo composição média 48%Ni-20%Ti-10%Fe-9%Cu-8%Co além de Ag e O em baixa concentração. Finalmente, a fase rica em ferro (4F) também está inserida na fase matriz, tendo composição média 48%Fe-25%Ti-11%Ni-8%Co, com o balanço de Ag, Cu e O.

O aumento da temperatura de brasagem não evidenciou modificações na composição das fases formadas. Observou-se apenas que com o aumento da temperatura de brasagem a fase 4F deixou de ter uma característica puntiforme. Na Figura 2 é apresentada a micrografia de uma junta metal/cerâmica brasada a 855 °C utilizando a liga de adição Ticusil, evidenciando a presença da camada de reação e das fases descritas.

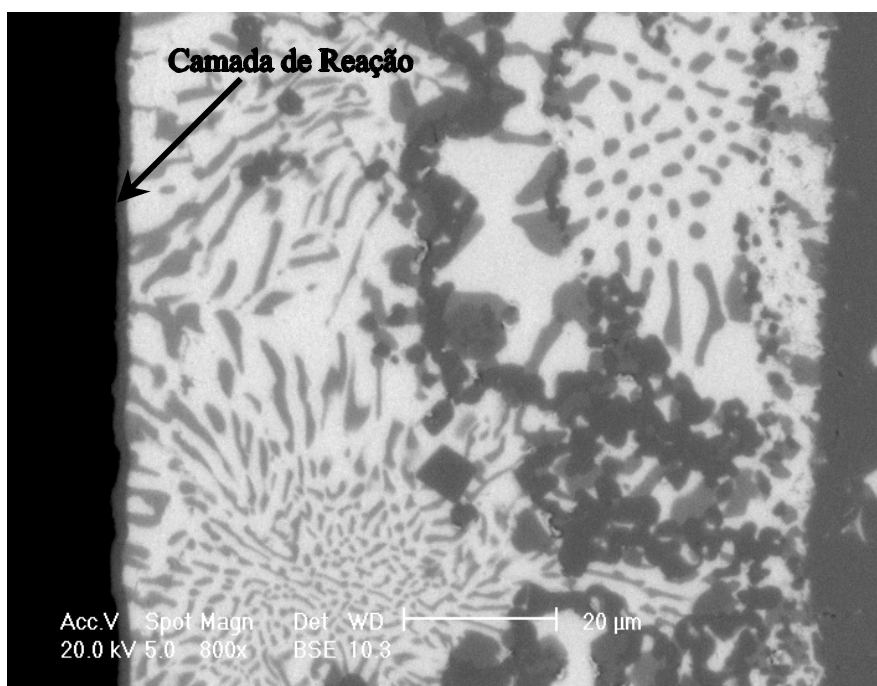


Figura 2: Microestrutura da interface $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe-28\%Ni-18\%Co}$ brasada com Ticusil a 855 °C.

A liga de adição Incusil ABA é caracterizada pela presença de In e de baixo teor de Ti. O In é adicionado com o objetivo de reduzir a temperatura de brasagem e aumentar a atividade do Ti na liga, permitindo a redução da concentração do elemento ativo, reduzindo a formação de fases frágeis que reduzem a resistência mecânica e a confiabilidade da união. A microestrutura da liga de adição Incusil foi caracterizada e está disponível na literatura (Nascimento, 1997). Foi detectada a presença de quatro fases distintas. A fase majoritária é rica em Ag com pequenos teores de Cu e In, possivelmente em solução sólida. Observa-se também a presença de uma segunda fase rica em Cu, distribuída de forma aleatória sobre toda a microestrutura da liga. Duas fases são encontradas em menor concentração, uma delas com composição aproximada 50%Cu-32%In-16%Ti-2%Ag e a outra com elevado teor de titânio, disposta de forma puntiforme na microestrutura da liga (27%Ti-47%Ag-16%Cu-10%In).

O estudo por microscopia eletrônica de varredura da microestrutura da junta metal/cerâmica brasada a 720 °C por 15 min com a liga de adição Incusil ABA, revelou que a mesma é constituída por três fases distintas. A fase em maior quantidade (fase 1) está distribuída de forma contínua em toda a microestrutura, tendo uma composição média de 84%Ag-11%In-5%Cu. A fase 2 é rica em Cu com cerca de 9%Ag, estando dispersa na fase contínua. A fase em menor quantidade foi denominada de fase 3, sendo encontrada preferencialmente mais próxima do componente metálico da junta e em pequenas áreas, tendo uma composição média de 35%Ni-30%Cu-26%Ti-9%Ag. Observa-se também na microestrutura a presença de pequenos poros, principalmente na fase 1, assim como a infiltração da liga de adição nos poros comunicantes do componente metálico.

A análise da microestrutura da liga de adição Incusil associada ao diagrama ternário Ag-Cu-In (Petzow, 1988) sugere que, sob condições de equilíbrio, a fase 1 pode ser formada, sendo esta na realidade uma matriz de Ag com pequenos precipitados de Cu. A fase 2 é também possivelmente uma solução Ag-Cu rica em Cu, conforme previsto pelo diagrama binário de equilíbrio (Hansen, 1958). A análise dos diagramas binários Cu-Ti e Ti-Ni (Hansen, 1958) mostra que existe uma baixa solubilidade entre estes elementos e a presença de diversos intermetálicos binários. Como o sistema Cu-Ni é isomorfo, pode-se supor que provavelmente a fase 3 é um composto intermetálico ternário (Ti-Ni-Cu). O fato da fase 3 ser encontrada preferencialmente no lado do componente metálico e a análise dos diagramas de equilíbrio para as temperaturas de brasagem empregadas indicam que a mesma pode ser resultado da dissolução do Ni do substrato metálico (Fe-28%Ni-18%Co) pela liga de adição no estado líquido, que no resfriamento forma a fase 3. Do ponto de vista termodinâmico, é interessante perceber que a formação da fase 3N rica em Ti e Ni e a ausência da camada de reação formada por óxidos mistos contendo Ti, Cu e Al na interface liga de adição/cerâmica indica que o Ti foi totalmente consumido na formação da fase 3, que provavelmente é mais estável que a camada de reação.

O aumento na temperatura de brasagem (750 °C Incusil ABA) não provocou alterações na microestrutura da junta, tendo sido observadas as mesmas fases já descritas para as brasagens executadas a 720 °C. A fase 3, conforme esperado, continuou a apresentar um teor médio de 2% de Fe e 2% de Co. Em todas as brasagens executadas com a liga Incusil ABA não se detectou a presença da camada de reação na superfície da cerâmica, entretanto, conseguiu-se produzir uma junta sem defeitos evidenciando que a liga de adição conseguiu molhar a superfície cerâmica. Além da possibilidade já mencionada de se ter uma camada de reação não detectável por microscopia eletrônica de varredura, é plausível supor que o In que está em solução com a Ag na fase 1, possa ter atuado na superfície cerâmica no sentido de permitir a molhabilidade.

A liga de adição Cusin I - ABA apresenta teores de Ti da ordem de 1,75% além de 1% Sn. Sua microestrutura é caracterizada pela presença de uma fase contínua oriunda da solidificação eutética (72%Ag-28%Cu) de parte da liga. Inserida nesta matriz eutética observa-se a presença de uma fase com Ti (82%Cu-16%Ti-2%Ag) que em geral está envolvida por uma fase que contém Sn (67%Cu-14%Sn-10%Ag-9%Ti).

A microestrutura da interface das uniões Fe-Ni-Co/Al₂O₃ brasada a 811 °C com a liga de adição Cusin I ABA é caracterizada pela presença de uma camada de reação com 2 - 3 µm de espessura na superfície cerâmica e por três fases distintas. A camada de reação é formada por Ti (35%), Cu (38%), Al (5%) e pequenos teores de Sn, Fe, Ni, Co e Ag. A fase majoritária da microestrutura (fase 1) é constituída por 90% de Ag e 10% de Cu. A Segunda fase (Fase 2) é rica em Cu (84%) com 15% Ag e pequenos teores de Ti e Fe. Finalmente, observa-se a presença de uma fase pontual (fase 3) distribuída em toda microestrutura formada principalmente por Ti, Ag,

Cu e pequenos teores de Fe, Ni e Co. O aumento da temperatura de brasagem para 841 °C não modificou consideravelmente a microestrutura da união. A camada de reação continuou com praticamente a mesma composição química e com a mesma espessura. Observou-se apenas a maior incidência da fase 3 (pontual) e um maior teor de Fe, Ni e Co nas mesmas. Na figura 3 é apresentada a microestrutura da união Al₂O₃/Fe-28Ni-18Co brasada a 811 °C com a liga Cusin I ABA, evidenciando a presença da camada de reação e das três fases descritas.

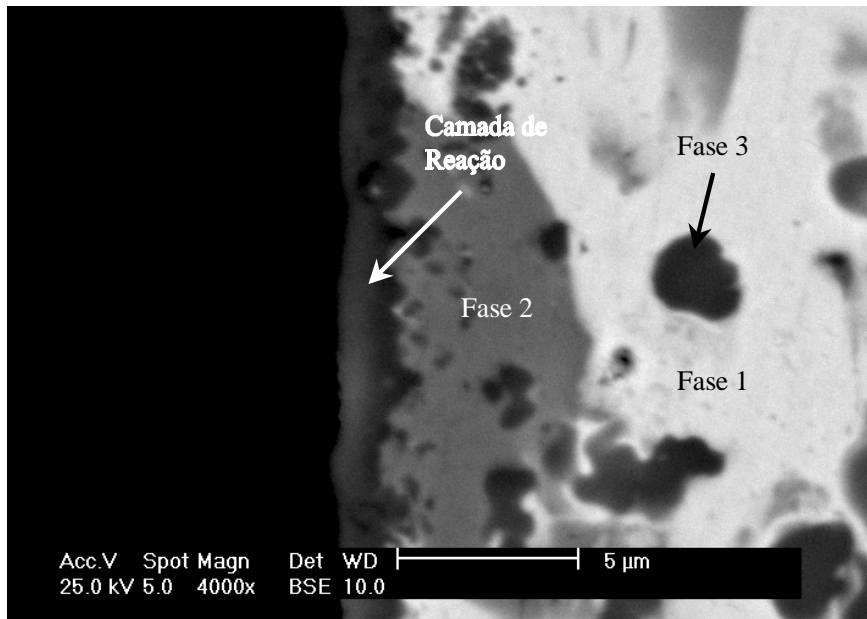


Figura 3: Microestrutura da união Al₂O₃/Fe-28Ni-18Co brasada a 811°C com a liga de adição Cusin I ABA.

A presença de Fe, Ni e Co em todas as fases encontradas nas brasagens executadas com a liga de adição Ticusil e com a Cusin I ABA pode ser explicada pela temperatura de brasagem mais elevada que a empregada nas brasagens utilizando a liga Incusil ABA, permitindo assim uma ativação mais efetiva do processo de difusão dos elementos do componente metálico (Fe-Ni-Co) na liga de brasagem no estado líquido. A alta temperatura de brasagem associada com a solubilidade do Fe na liga Ti-Cu no estado líquido também pode explicar a presença da fase rica em ferro (4F), formada durante a etapa de solidificação da liga de adição Ticusil.

A influência da composição da liga de adição na microestrutura da interface, pode ser avaliada através da presença da camada de reação. Vale a pena ressaltar que a liga de adição Cusin I ABA tem apenas 0,5% de titânio a mais que a liga de adição Incusil (1,25%Ti), o que é suficiente para formar a camada de reação similar a encontrada nas uniões brasadas com a liga Ticusil (4,5%Ti). Este efeito pode ser atribuído a presença do Sn na liga Cusin, que deve atuar no sentido de acentuar a atividade do Ti na liga, melhorando a molhabilidade da mesma no substrato cerâmico. Outro ponto que deve ser levado em consideração nesta análise é o fato das brasagens executadas com a liga de adição Incusil terem sido realizadas em temperaturas mais baixas que as demais, o que pode explicar também a ausência da camada de reação, já que a energia disponível para a reação do Ti com o substrato cerâmico é menor.

4. CONCLUSÕES

1. A presença da camada de reação foi observada nas interfaces das uniões brasadas com as ligas de adição Ticusil e Cusin I ABA.
2. A microestrutura da interface das uniões brasadas com as três ligas comerciais, foi caracterizada pela presença de três fases distintas, cuja composição variou em função da liga de adição e da temperatura de brasagem empregada.
3. Observou-se a presença de fases com características puntiformes na região central da interface de todas as uniões brasadas
4. O efeito da adição de Sn na liga Cusin foi evidenciado através da uniformidade e presença da camada de reação nas duas temperaturas estudadas.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao Eng. Osmar Roberto Bagnato (LNLS-CNPq) pela doação das ligas de adição, assim como a Alcoa pela doação do pó de alumina. R. M. do Nascimento agradece também ao CNPq pelo apoio financeiro para a execução deste trabalho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AKSELSSEN, O. M., Review - Advances in brazing of ceramics. **Journal of Materials Science**, Vol. 27, pp. 1989-2000, 1992.

CHIDAMBARAM, P. R., EDWARDS, G. R., OLSON, D. L. Kinetics of interlayer formation on polycrystalline α -Al₂O₃/copper-titanium alloy interface. **Metallurgical and Materials Transactions A**, Vol. 25^A, pp. 2083-2090, 1994.

HADIAN, ALI MOHAMMAD AND DREW, ROBIN A. L. Strength and microstructure of silicon nitride ceramics brazed with Nickel-Chromium-Silicon alloys. **Journal of American Ceramic society**, Vol. 79, N^o 3 pp. 659-665, 1996.

HANSEN, M., ANDERKO, K., **Constitution of Binary Alloys**, McGraw Hill, New York, 1958.

LUGSCHEIDER, E., TILLMANN, W. Methods for Brazing ceramic and metal-ceramic Joints. **Materials & Manufacturing Processes**, Vol. 8, N^o 2, pp. 219-238, 1993.

MARTINELLI, A. E. **Diffusion bonding of silicon carbide and silicon nitride to molybdenum**. Tese doutoramento, McGill University, 1996.

MORET, F., EUSTATHOPOULOS, N., **Journal of Physique IV**, v. 3, p. 1043-1052, 1993.

NASCIMENTO, R. M., MARTINELLI, A. E., KLEIN, A. N., BUSCHINELLI, A. J. A., Brazing Sintered Materials. **Advanced Powder Technology**, ed. L. Salgado e F. Ambrózio F^o., (ISBN 0-87849-825-7, 520 pgs.), Trans Tech Publications, 1999, pg. 254-262..

NASCIMENTO, R. M., MARTINELLI, A. E., KLEIN, A. N. Microstructure and dilatometric behaviour of Fe-Ni-Co sintered alloys. **International Journal of Powder Metallurgy**, Vol.34 No.6, p. 37-45, 1998.

NASCIMENTO, R. M., **Uniões $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Al}_2\text{O}_3$ e Fe-Ni-Co/ Al_2O_3 produzidas por brasagem com metal ativo.** Dissertação de Mestrado, UFSC - EMC, 1997.

NICHOLAS, M. G., VALENTINE, T. M., WAITE, M. J. The wetting of alumina by copper alloyed with titanium and other elements. **Journal of Materials Science** 15, pp. 2197-2206, 1980.

PETZOW, G., EFFENBERG, G., **Ternary Alloys: A comprehensive Compendium of Evaluated Constitutional Data and Phase Diagrams.** VHC, New York, 1988.

SUGANUMA, K. Reliability in ceramic/Metal joining. Materials Research Society symp. proc. Vol. 314, pp. 51 - 60, 1993.

SUGANUMA K. Review - Recent advances in joining technology of ceramics to metals. **ISIJ International**, Vol. 30, N^o 12, pp. 1046-1058, 1990.

VAN DER SLUIS, H., H., **Anais do High temperature brazing and diffusion welding,** Alemanha, p. 68-72, 1992.

WESGO, Inc. Brazing Alloy, **Catálogo de ligas com metal ativo,** CA, 1994.