

Patricia Borges da Silva Maia

*Faculdade Anhanguera de Joinville
unidade II*

pbmaia@ibest.com.br

Cesar Edil da Costa

*Universidade do Estado de Santa
Catarina - UDESC Joinville*

edil@joinville.udesc.br

Francisco Velasco

Universidad Carlos III de Madrid

fvelasco@ing.uc3m.es

Anhanguera Educacional

Correspondência/Contato
Alameda Maria Tereza, 2000
Valinhos, São Paulo
CEP 13.278-181
rc.ipade@unianhanguera.edu.br

Coordenação
Instituto de Pesquisas Aplicadas e
Desenvolvimento Educacional - IPADE

Artigo Original
Recebido em: 13/09/2009
Avaliado em: 28/06/2010

Publicação: 21 de dezembro de 2010

CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DE COMPÓSITOS DE MATRIZ METÁLICA REFORÇADOS COM INTERMETÁLICO Ni_3Al ¹

RESUMO

Neste estudo, utiliza-se o processo de metalurgia do pó para a elaboração de compósitos a base de alumínio reforçados com o intermetálico Ni_3Al . O referido intermetálico, na forma de pó, é obtido por solidificação rápida e ligação mecânica, sendo este último processo também empregado para elaboração da liga base AA2014, utilizada como matriz na consolidação dos citados compósitos. Os pós destes materiais foram analisados por difração de raios-X. A consolidação dos compósitos obedeceu à seguinte sequência: mistura dos pós segundo proporções específicas (AA2014 e Ni_3Al), compactação uniaxial, lubrificação, extrusão a quente, sem encapsulamento e desgaseificação; e tratamento térmico. Os materiais produzidos foram estudados microestruturalmente mediante microscopia ótica convencional e eletrônica de varredura e caracterizados quanto à resistência a tração e dureza.

Palavras-Chave: compósitos; intermetálico; metalurgia do pó.

ABSTRACT

In this study, the powder metallurgy process is used for elaboration of aluminium matrix composites strengthened with the intermetallic Ni_3Al . Powder metallurgy process is used for elaboration of composites, being the referred intermetallic obtained of the rapid solidification and mechanical bond, being the last process also utilized for the elaboration of the base alloy AA2014, which was used as matrix on the consolidation of the cited composites. Material powders were analyzed through X-ray diffraction. The consolidation of the composites obeyed the following sequence: mixture of powders according to specific proportions (AA2014 and Ni_3Al), uniaxial compactation, lubrication, hot extrusion, without encapsulating and degasification, and thermal treatment. Produced materials were studied microstructurally by means conventional optical and scanning electron microscopy and characterized according to its traction resistance and hardness.

Keywords: composites; intermettalic; powder metallurgy.

¹ Este artigo é resultado de pesquisa realizada em cooperação entre os autores, culminando no mestrado de Patricia B. S. Maia (Eng. de Materiais e Processos Avançados - UDESC).

1. INTRODUÇÃO

Os materiais Compósitos de Matriz Metálica (CMM's), com o passar do tempo, estão ampliando seu campo de aplicação uma vez que permitem a combinação de propriedades impossíveis de serem obtidas pelos materiais monolíticos convencionais. Isto é, através da incorporação de reforços diversos à matriz metálica, novos materiais estão sendo produzidos a fim de atender a necessidade de elaboração de produtos para emprego em dispositivos cujas aplicações requerem um alto desempenho quanto às propriedades mecânicas, por exemplo. Sua vasta aplicação comercial pode ser observada em setores tais como o automotivo, aeroespacial e aplicações estruturais (SALLIT et al., 1998; RAMESH; SAFIULLA, 2007; TANG et al., 2007).

Quanto aos materiais utilizados como reforço dos CMM's, destaca-se a família dos intermetálicos que aparece com excelentes perspectivas, (CARRASCO et al., 1994), mais especificamente o Ni₃Al, que talvez seja um dos mais bem caracterizados e conhecidos, (PEREZ et al., 1994; COSTA et al., 1996; ESPINOZA, 2002). Isto decorre do fato de apresentarem uma combinação de características peculiares tais como elevado ponto de fusão, relativamente baixa densidade e elevada resistência mecânica. Neste estudo, compósitos de matriz metálica a base da liga de alumínio AA2014 reforçada com o intermetálico Ni₃Al obtido por duas diferentes vias de fabricação (ligação mecânica e solidificação rápida) são caracterizados microestruturalmente e as amostras analisadas quanto à dureza e resistência a tração.

Entre os possíveis métodos para obtenção do compósito em questão, utilizou-se o processamento via metalurgia do pó (MP) e o sistema de ligação mecânica/*mechanical alloying* (MA) para a produção dos pós da liga base e de um dos tipos de reforço, respectivamente.

Faz-se necessário destacar o fato de que este artigo não abrange de forma ampla os temas liga AA2014, intermetálico Ni₃Al e sua função na liga, etc., uma vez que, não se trata de um informe técnico.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1. Elaboração dos Materiais

Para a elaboração dos pós da liga base, com composição teórica da liga AA2014 (% em peso: Cu: 4,5; Si: 0,7; Mg: 0,5; Al: resto), assim como de um dos intermetálicos (Ni₃Al),

obtido mediante mistura estequiométrica de Al e Ni, utilizou-se um moinho de alta energia (atritor), conforme ilustrado pela Figura 1, que promove ligação mecânica entre as partículas em questão.

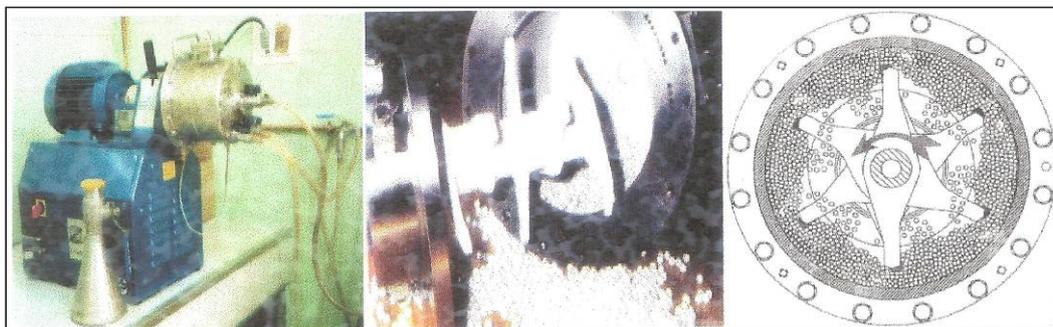


Figura 1 – Moinho de alta energia (atritor) utilizado no processo de elaboração dos pós.

Como parâmetros de processamento para obtenção dos pós da liga base 2014, a mistura em questão foi submetida a 10 horas de moagem, a 700 rpm em atmosfera de argônio. Esta escolha fundamenta-se na análise granulométrica dos pós, efetuada por peneiramento convencional, após diferentes condições de moagem (Tabela 1). Neste caso, verifica-se ser o procedimento adotado o que promove uma maior concentração de partículas com o menor tamanho, ou seja, inferior a 45 µm. A razão bolas/carga de po foi de 20/1 e utilizou-se o produto Microwax (Hoechst/Alemanha) como lubrificante durante o processo, na quantidade de 1,5% (em peso) da mistura dos pós.

Tabela 1 – Distribuição granulométrica dos pós após moagem.

Tamanho	Liga base 2014			Ni ₃ Al
	Tempo de moagem			
	3 horas (500rpm)	7 horas (700rpm)	10 horas (700rpm)	3 horas (700rpm)
+80 µm	44,9%	9,3%	5,3%	14,3%
+63 µm	12,1%	7,0%	3,2%	4,7%
+53 µm	2,5%	2,7%	1,8%	3,5%
+45 µm	13,5%	14,5%	8,7%	8,8%
-45 µm	27,0%	66,5%	81,0%	68,7%

A liga base, depois de elaborada, foi reforçada com partículas de Ni₃Al produzidas por diferentes rotas:

- Ni₃Al elaborado por ligação mecânica (MA): Ni e Al foram tratados em atritor por 3 horas a 700 rpm em atmosfera de argônio; razão bolas/carga: 20/1.
- Ni₃Al obtido por tecnologia de solidificação rápida (RST): produzido e caracterizado por (PEREZ et al., 1995).

Quanto aos parâmetros adotados para a elaboração do Ni₃Al (MA), estes se devem aos resultados apresentados por Zapata et al. (1996, p. 990-998), no que tange as diferentes formas de processamento para a obtenção do referido pó. Neste caso, optou-se pelo processo exclusivamente de ligação mecânica, cuja composição nominal encontra-se dentro dos limites estabelecidos pelo diagrama de fases binário Al-Ni (ASM HANDBOOK, 1992), e que se apresenta como o mais prático.

A caracterização morfológica dos pós elaborados (liga base e Ni₃Al) é apresentada pela Figura 2, dada a seguir.

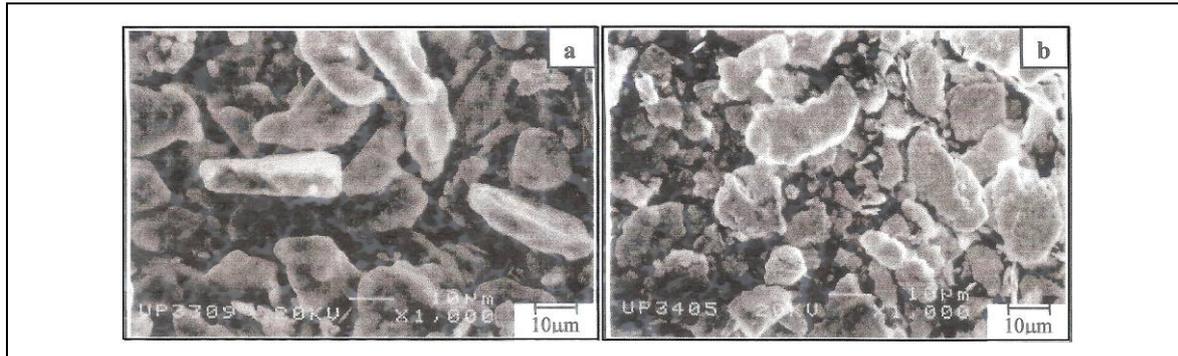


Figura 2 – Morfologia dos pós após MA (MEV): (a) MA24; (b) Ni₃Al. Moagem após 10 e 3 horas, respectivamente.

Os pós da liga base, denominada MA24, foram compactados uniaxialmente a 300MPa empregando-se estearato de zinco como lubrificante. As pré-formas obtidas, com diâmetro igual a 25mm e peso aproximadamente igual a 20g, foram pré-aquecidas a 150°C, imersas em suspensão de óleo + grafite, a fim de se obter um filme protetor de grafite sobre as mesmas. Para realizar a extrusão a quente, cada pré-forma, cuja densidade média ao final desta etapa foi de 85% da teórica (princípio de Arquimedes), juntamente com a matriz, foi aquecida a 500°C/30 minutos e imediatamente extrudada a 350MPa com taxa de extrusão de 25:1 e velocidade de carregamento de 0,5mm/s. Este procedimento foi realizado sem encapsulamento e degaseificação.

Para obtenção dos compósitos reforçados por Ni₃Al (MA e RST), seguiu-se o mesmo princípio anterior, adicionando-se porém, 5% (em peso) do intermetálico a liga MA24, homogeneizando-os durante 30 minutos, em misturador de laboratório.

As amostras, obtidas em forma de barras (5mm de diâmetro e 25 cm de comprimento) foram analisadas no estado extrudado (liga base de alumínio: MA24, liga base de alumínio reforçado com 5% de Ni₃Al por MA: MA24 + Ni₃Al MA; liga base de alumínio reforçado com 5% de Ni₃Al por RST: MA24 + Ni₃Al RST) e após tratamento térmico T6 (MA24 + T6, MA24 + Ni₃Al MA + T6; MA24 + Ni₃Al RST + T6). Este tratamento térmico consistiu em solubilização a 490°C em banho de sal por uma hora, e

posterior envelhecimento artificial (precipitação) durante 18 horas a 160°C, conforme a norma ASTM B596 - 86.

A Figura 3 apresenta uma representação esquemática do processo de obtenção dos pós, bem com, a elaboração dos corpos de prova extrudados.

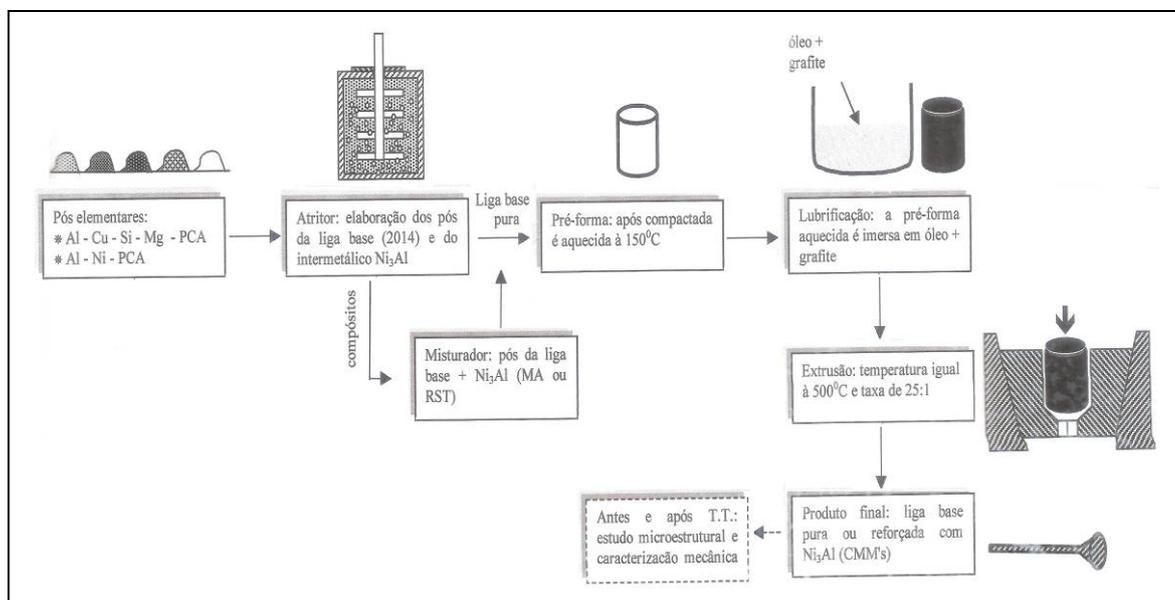


Figura 3 – Representação esquemática do processo de elaboração dos pós da liga base e do Ni₃Al MA, bem como, dos corpos de prova (MAIA, 1998).

Neste trabalho, fez-se um estudo microestrutural das diferentes amostras obtidas, antes e após T6, análise das propriedades mecânicas avaliadas (resistência a tração e dureza), assim como, um estudo sobre a influência das diferentes técnicas empregadas na elaboração do intermetálico. Deve-se ressaltar que, devido ao fato deste trabalho ter envolvido também a elaboração prévia dos pós da liga base, bem como de um dos intermetálicos utilizados como reforço, fez-se também uma caracterização destes materiais. Para as análises microestruturais, a preparação das amostras seguiu os métodos convencionais, isto é, corte, desbaste, embutimento, polimentos manual (até granulometria de 1µm) e final (com oxido de magnésio), respectivamente. No ataque químico das referidas amostras utilizou-se solução de 1% de ácido fluorídrico diluído em água. Os equipamentos de microscopia eletrônica de varredura e microsonda usados para as análises dos pós elaborados foram os mesmos utilizados para as amostras extrudadas.

3. RESULTADOS

As microestruturas de todos os materiais estudados, ou seja, elaborados a partir da liga AA2014 pura e reforçada com o intermetálico Ni₃Al, são apresentadas pela Figura 4.

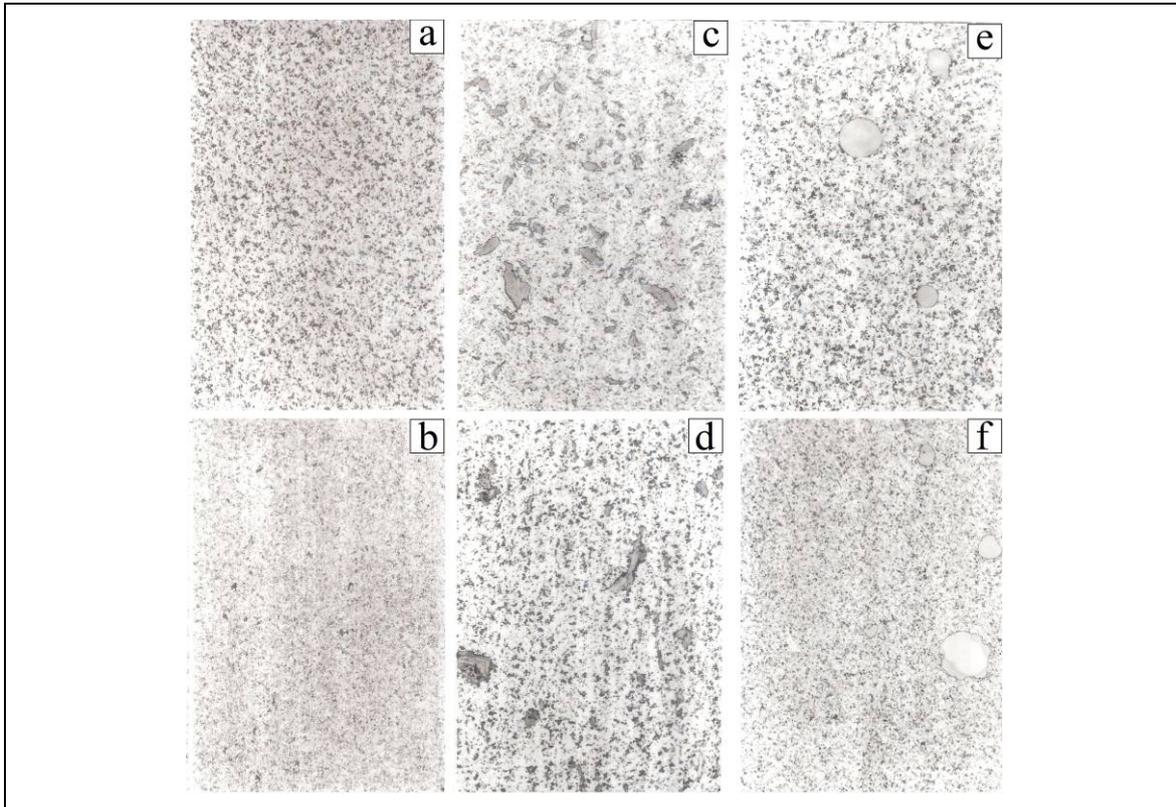


Figura 4 – Microscopia ótica convencional das amostras produzidas, antes e após T6: a) MA24; b) MA24 + T6; c) MA24 + 5% Ni₃Al (MA); d) MA24 + 5% Ni₃Al (MA) + T6; e) MA24 + 5% Ni₃Al (RST); f) MA24 + 5% Ni₃Al (RST) + T6.

Na sequência, tem-se representado pela Figura 5 o mapeamento dos principais elementos de liga na matriz de alumínio, no estado extrudado, sem a presença do reforço Ni₃Al. Este procedimento visa ampliar as informações a respeito da microestrutura das amostras elaboradas/estudadas, fornecendo subsídios suficientes para uma correta interpretação dos resultados registrados.

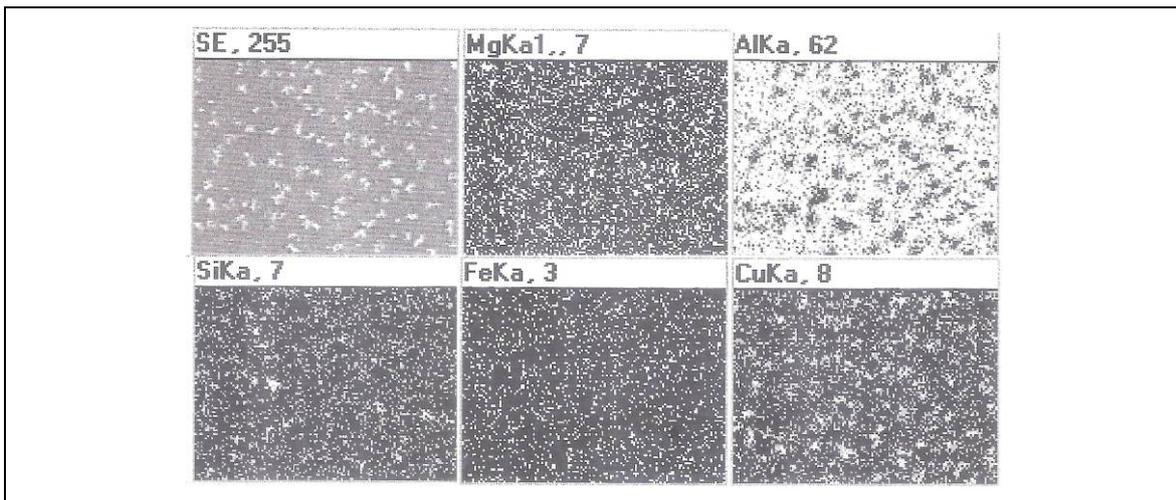


Figura 5 – Mapeamento (MEV - elétrons secundários) dos principais elementos de liga da liga base MA24 no estado extrudada.

Contudo, pode-se observar por intermédio da Figura 6, a nítida diferença entre as morfologias das partículas de intermetálicos utilizados com o intuito de aumentar a resistência mecânica da liga, segundo seu processo de obtenção.

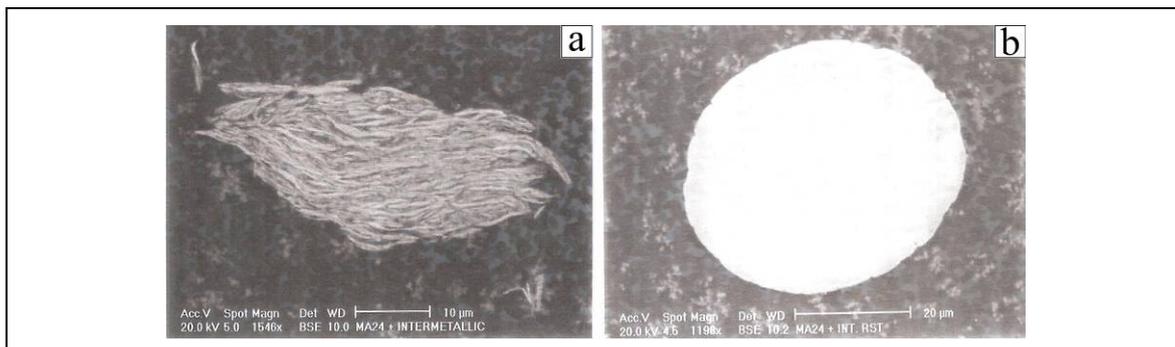


Figura 6 – Morfologia (MEV) do intermetálico Ni_3Al que atua como elemento de reforço da liga base MA24: (a) Ni_3Al MA e (b) Ni_3Al RST.

Durante a operação de polimento das amostras, constatou-se que a diferença morfológica das partículas intermetálicas produziu efeitos distintos sobre os compósitos. Isto é, os compósitos reforçados por Ni_3Al MA não sofreram remoção superficial de material, fato este registrado para os compósitos compostos por Ni_3Al RST e confirmado pela Figura 7. Todavia, nenhuma cavidade interna na interface matriz/reforço foi detectada. Neste sentido, de forma a assegurar a viabilidade do processo adotado, determinou-se a densidade relativa da liga MA24, que atingiu 99,8% em média, da sua densidade teórica. Neste sentido empregou-se o princípio de Arquimedes, o qual permite averiguar a densidade de materiais metálicos sinterizados ou compactados, conforme a norma ISO Standard 2738, 1987.

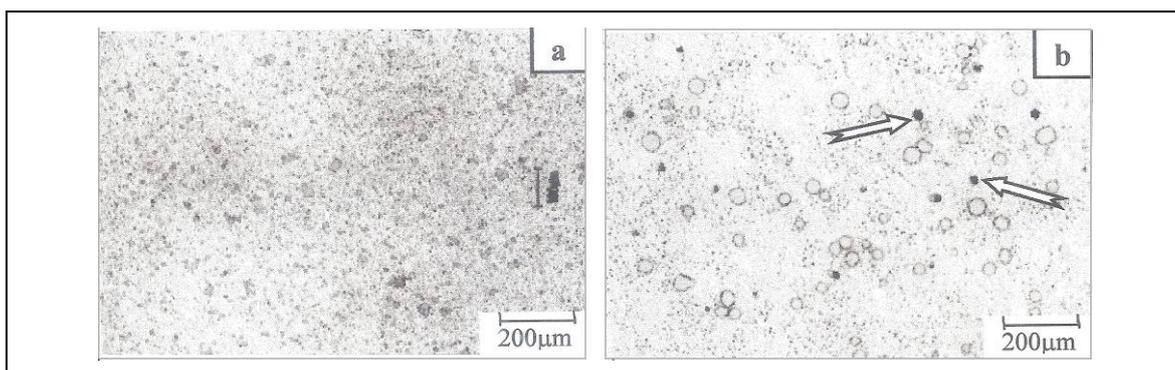


Figura 7 – Microscopia ótica dos compósitos reforçados por Ni_3Al MA (a) e RST (b), após operação de polimento.

Por sua vez, verificou-se que após o tratamento térmico T6 dos compósitos reforçados com Ni_3Al (MA e RST) a formação de um composto ternário sobre a superfície destes elementos de reforço, conforme ilustra a Figura 8. Este composto, constituído pelos elementos Al, Ni e Cu, segundo análise por EDX, encontra-se discriminado na Tabela 2.

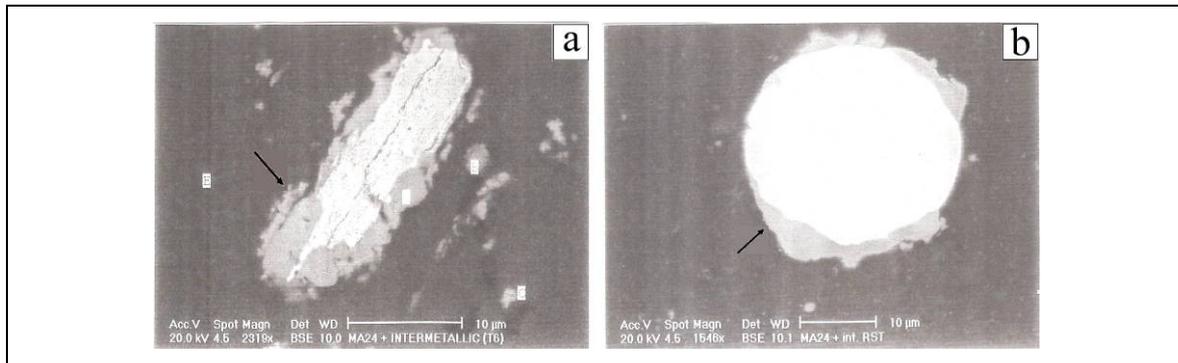


Figura 8 – Formação do composto ternário (MEV) sobre a superfície do intermetálico Ni₃Al MA (a) e (b) Ni₃Al RST (b), após T6.

Tabela 2 – Composição do composto ternário formado sobre a superfície do reforço Ni₃Al (MA e RST) após T6 dos compósitos.

Elementos	% em peso	% atômica
Al	39,351	58,085
Ni	32,554	22,084
Cu	25,371	16,129

A fim de avaliar a eficácia dos parâmetros adotados para a efetiva obtenção, em forma de pó, da liga MA24 e do intermetálico Ni₃Al MA, procedeu-se algumas análises cujos resultados encontram-se compilados a seguir. A Tabela 3 registra os dados obtidos quanto à composição química da liga MA24 submetida ao exame de absorção atômica e a Figura 9 o gráfico de difração de raios X para a mesma.

Tabela 3 – Composição química da liga 2014, antes e após ligação mecânica, obtida por absorção atômica.

Tempo de Moagem	Elementos Químicos (% em peso)				
	Cu	Si	Mg	Fe	Al
AA2014 (0 horas)	4,5	0,7	0,5	-	resto
MA24 (10 horas)	4,03	0,70	0,46	0,16	resto

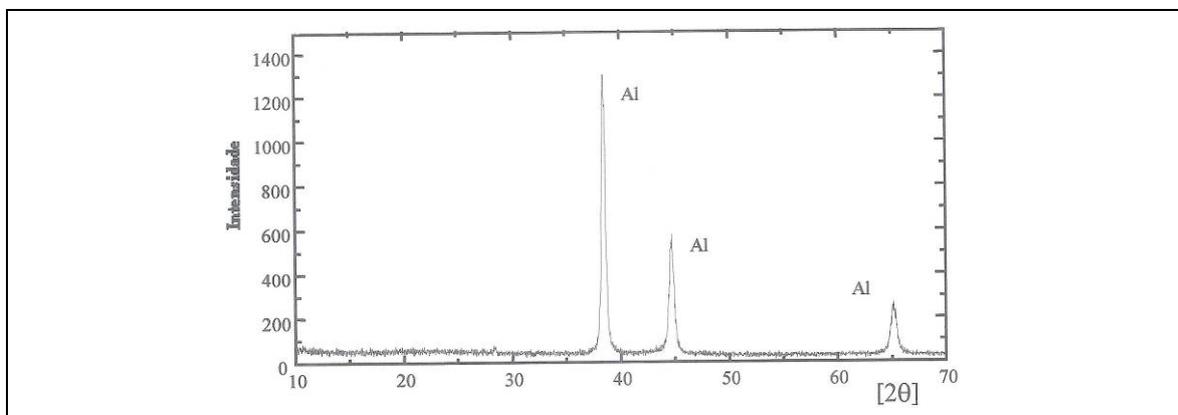


Figura 9 – Gráfico de difração de raios X para a liga MA24 (10 horas de moagem/700rpm).

Em se tratando da análise do intermetálico, são apresentados os gráficos de difração de raios X para o Ni₃Al MA homogeneizado e obtido por RST (Figura 10) e para o Ni₃Al RST e MA, homogeneizado e obtido após 3 e 20 horas de moagem, respectivamente (Figura 11).

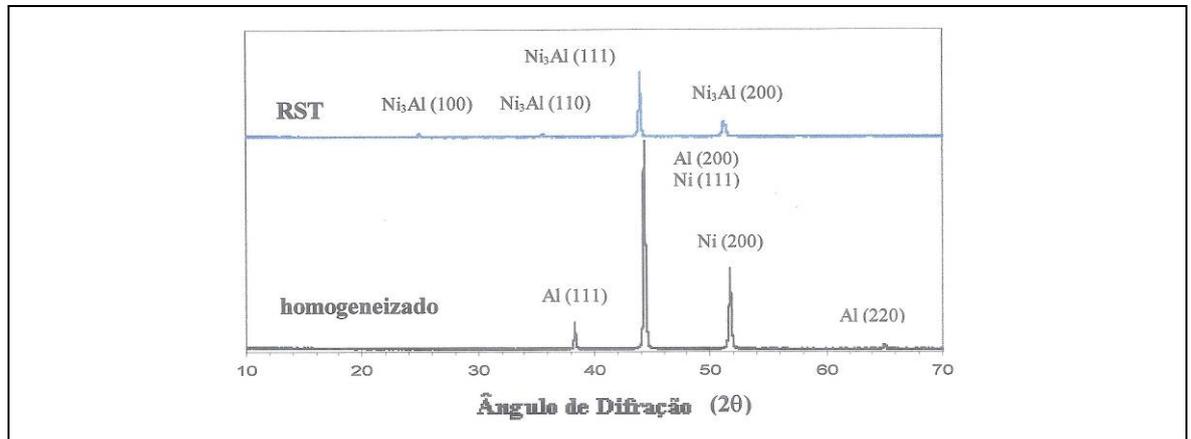


Figura 10 – Gráficos de difração de raios X para os espectros produzidos pelo Ni₃Al MA homogeneizado e obtido por RST.

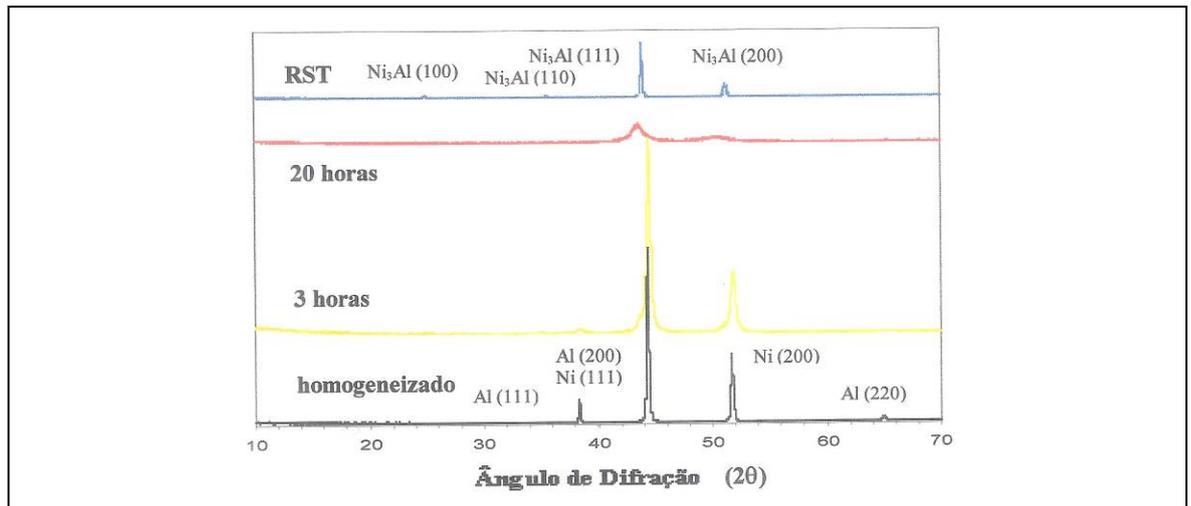


Figura 11 – Gráficos de difração de raios X para os espectros produzidos pelo Ni₃Al MA homogeneizado, 3 horas de moagem, 20 horas de moagem (COSTA, 1998) e RST.

Quanto às propriedades mecânicas avaliadas, na Figura 12 se apresenta os resultados realizados segundo as normas ISO Standard 2740 (efetuado em máquina de ensaio universal) e ISO Standard 4498 (efetuado em equipamento denominado durômetro) para os ensaios de resistência à tração (esquerda) e dureza (direita), respectivamente. As amostras foram estudadas em todas as condições estudadas, ou seja, liga base pura, compósito reforçado com Ni₃Al MA e compósito reforçado com Ni₃Al RST, antes e após T6, todas na condição extrudada.

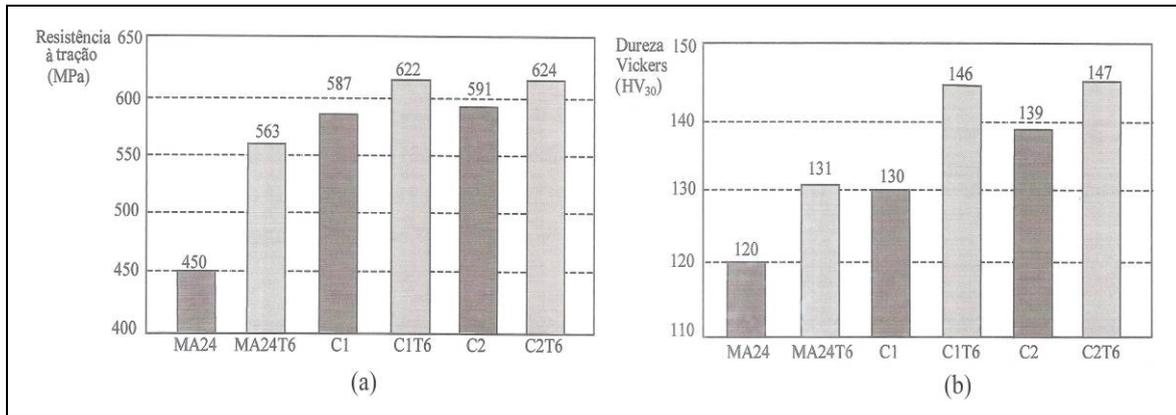


Figura 12 – Representação gráfica dos resultados obtidos nos ensaios: (a) Resistência a tração; (b) Dureza. MA24 = liga base pura; C1 = MA24 + 5% Ni₃Al (MA); C2 = MA24 + 5% Ni₃Al (RST); T6 = tratamento térmico.

Com relação aos resultados obtidos no ensaio de resistência para os materiais elaborados neste estudo, pode-se, por intermédio da Tabela 4, analisar os resultados em questão. Isto é, comparar os resultados referentes à resistência à tração para a liga 2014 elaborada pelo método convencional (2014 - O) e por ligação mecânica (MA24).

Tabela 4 – Valores de resistência a tração para a liga 2014, elaborada pelo método convencional (ASM HANDBOOK, 1993) e por MA.

Material	Resistência a tração (MPa)
2014-O	190
MA24	450
2014-O T6	486
MA24 T6	563

4. DISCUSSÃO

Mediante o estudo microestrutural das amostras, pode ser observado que a liga base 2014 apresenta os precipitados dispersos de forma homogênea em todo o material e não concentrados em pontos específicos. Este comportamento é consequência da distribuição homogênea dos seus elementos de liga. A análise do mapeamento dos principais elementos de liga na matriz de alumínio corrobora para com esta afirmação. Outrossim, verifica-se que a referida homogeneidade permanece, ou seja, mantém-se inalterada, mesmo após tratamento térmico T6. Contudo, é incontestável a diferença quanto à morfologia dos intermetálicos em estudo, isto é, o Ni₃Al elaborado por ligação mecânica destaca-se por seu formato irregular e composto por varias microfases integradas entre si. Por sua vez, o intermetálico Ni₃Al obtido por tecnologia de solidificação rápida, apresenta morfologia esférica, mas apesar de sua moderada interação química com a matriz, não assegura a mesma ligação mecânica detectada para o outro intermetálico. Esta afirmação

fundamenta-se na operação de polimento dos compósitos, uma vez que os reforçados com Ni₃Al RST sofreram remoção superficial de material, sendo que o mesmo não ocorreu para os reforçados com Ni₃Al MA.

Quanto à composição química da liga base, verifica-se ter ocorrido alteração desde a mistura inicialmente empregada (liga AA2014) e o material resultante após 10 horas de moagem (MA24), constatando-se a presença de ferro na composição final da mesma. Este fato gera a hipótese de que possa ter ocorrido uma contaminação durante a moagem, uma vez que, tanto o recipiente como as palhetas do atritor são de aço inoxidável e as bolas de moagem são de aço ao cromo. Entretanto, observa-se que para o espectro da liga MA24 (10 horas de moagem a 700 rpm), os picos detectados correspondem aos planos cristalográficos do alumínio. Ou seja, os outros elementos que compõe a mistura provavelmente difundiram no alumínio formando solução sólida. Deve-se, porém, destacar que, em virtude da amostra ser em forma de pó e, portanto, os espectros resultantes serem orientados em diversas direções, além do que, este ensaio possibilitar a análise de uma quantidade pequena de material, mesmo que não se tivesse a formação de solução sólida, os picos dos outros elementos que formam a liga em questão não teriam sido detectados. De forma análoga, os diferentes espectros foram produzidos pelas amostras de intermetálico, segundo as suas condições de elaboração. Ou seja, para o Ni₃Al RST, cada pico corresponde a um de seus planos cristalográficos, portanto um material cristalino. Contudo, para a mistura estequiométrica homogeneizada, são registrados os picos de Ni e Al, mas sem formação do intermetálico, pois caso contrário, estes picos deveriam coincidir com os referidos planos cristalográficos do Ni₃Al. Em relação ao Ni₃Al MA, observa-se a influência direta do tempo de moagem empregado sobre a formação de sua estrutura cristalina. À medida que se prolonga o tempo, verificam-se dois comportamentos distintos: o desaparecimento de alguns picos, devido à amorfização destes elementos, e o alargamento e deslocamento de outros, que se deve a formação de soluções sólidas. Para o caso específico do Ni₃Al MA, 3 horas de moagem, constata-se que o tempo de moagem empregado não foi suficiente para transformar totalmente o Ni e o Al no intermetálico almejado. Neste caso, ocorre a amorfização rápida do Al, que tende a desaparecer com tempos de moagem mais longos e, simultaneamente, os picos de Ni diminuem de intensidade (altura), alargando (amorfizando-se) e ligando mecanicamente (solução sólida). Da mesma forma, não é possível afirmar que se obteve totalmente o intermetálico esperado após 20 horas de moagem, pois se observa a ausência de muitos picos, segundo comparação com espectro do Ni₃Al RST. Assim sendo, tem-se uma estrutura pouco cristalina ou mesmo, quase amorfa, do intermetálico em questão (SURYANARAYANA; KORTH; FROES, 1997; LEE; KWUN, 1996).

No que tange as propriedades mecânicas (resistência a tração e dureza), verifica-se que a adição de 5% de Ni₃Al obtido por MA e RST, a liga base, resulta em compósitos com significativos incrementos nas citadas propriedades frente à liga base pura. Portanto, tem-se demonstrado o efeito endurecedor destes intermetálicos que atuam como reforçadores da matriz (liga base). Outrossim, ressalta-se que todas as amostras apresentaram também um aumento em suas propriedades mecânicas após tratamento térmico T6. Com relação à resistência a tração, observa-se que antes do T6, o valor da liga base após ser adicionado 5% de Ni₃Al (MA) e 5% de Ni₃Al (RST), passa de 450 MPa para 587 MPa e 590 MPa, respectivamente, promovendo desta forma, um incremento na ordem de 30%. De forma análoga, após T6, estes valores de resistência a tração passam de 562 MPa a 622 MPa e 624 MPa, o que representa um aumento na ordem de 10%. No que diz respeito à dureza, verifica-se comportamento similar e coerente com a resistência a tração. Ou seja, a liga base, que antes do referido tratamento térmico apresentava 120 HV, passa a 130 HV e 139 HV ao ser adicionado 5% de Ni₃Al (MA) e 5% de Ni₃Al (RST), respectivamente. Após T6, estes valores passam de 131 HV a 146 HV e 147 HV. Assim sendo, considerando os valores de dureza para todas as amostras, antes e após T6, observa-se um incremento geral na ordem de 10 a 15%. Em suma, o aumento nas propriedades mecânicas das amostras produzidas por M/P deve-se a uma microestrutura mais homogênea formada por grãos pequenos. Entretanto, após T6 verifica-se um aumento mais significativo nestas propriedades, o que é justificado pela maior homogeneidade microestrutural apresentada pelas amostras após o referido tratamento.

5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Neste estudo, as principais conclusões que se obtém após o estudo microestrutural e ensaios mecânicos das amostras elaboradas são enunciadas a seguir:

- O processo de elaboração empregado na obtenção das amostras mostrou-se eficaz. Isto é, permitiu produzir materiais densos e com propriedades mecânicas, tal como resistência a tração, compatíveis aos apresentados pelos materiais obtidos pelos métodos convencionais. Por exemplo, para a liga base MA24, antes e após o tratamento térmico T6, tem-se um aumento na resistência a tração de aproximadamente 2,35% e 1,15%, respectivamente, quando comparada à liga 2014-O, obtida pelo método convencional.
- A adição do intermetálico Ni₃Al (MA e RST) a liga base MA24 promoveu um incremento significativo nas propriedades mecânicas dos compósitos frente à referida liga base, sendo que os mesmos apresentaram comportamento similar. Em suma, com relação à resistência a tração, observa-se que o valor da liga base após serem adicionados 5% de Ni₃Al (MA) e 5% de Ni₃Al (RST), promoveu um incremento na ordem de 30 e 10%, antes e

após T6, respectivamente. No que diz respeito à dureza, verificou-se que ao ser adicionado à liga base 5% de Ni₃Al (MA) e 5% de Ni₃Al (RST), um incremento nos valores de dureza para todas as amostras, antes e após T6, na ordem de 10 a 15%.

- Mediante a análise de difração de raios X, verifica-se que a técnica de MA tende a promover amorfização da mistura dos pós de Ni e Al empregados na elaboração do intermetálico Ni₃Al, sendo esta amorfização acentuada pelo tempo. Para produzir Ni₃Al cristalino, faz-se necessário empregar tempos de moagem superiores aos aplicados neste estudo.

REFERÊNCIAS

- ASTM, B 596-86: Standard Practice for: Heat Treatment of Aluminium Alloys, 1986.
- ASM Handbook: Alloy Phase Diagrams. Ohio, USA: ASM International, v. 3, p. 249, 1992.
- ASM Handbook: Nonferrous Alloy and Special-Purpose Materials. ASM International, v. 2, p. 249, 1993.
- CARRASCO, J. L. G.; CANO, F.G.; CARUANA, G. et al. Aluminum/Ni₃Al composites processed by powder metallurgy. **Materials Science and Engineering**, A-183, L5-L8, 1994.
- COSTA, C.E. **Obtencion de materiales compuestos de matriz de aluminio reforzados com intermetalicos via pulvimetalurgica**. Estudio y optimizacion de la aleacion base y los intermetalicos obtenidos por aleacion mecanica. 1998. Tese (Doutorado) - Escuela Tecnica Superior de Ingenieros de Minas, Universidad Politecnica de Madrid.
- COSTA, C.E.; TORRALBA, J.M.; PRIETO, J.M.R. et al. P/M 2014 aluminum alloy obtained by mechanical alloying. **Proceeding of the World Congress on Powder Metallurgy & Particulate Materials**, Washington, US, v. 1, partes 1-4, p. 2-23/2-31, 16-21 jun. 1996.
- ESPINOZA, J.S.Q. **Compósitos de matriz de alumínio reforçados com aluminetos de níquel: fabricação e caracterização mecânica e estrutural**. 2002. Dissertação (Mestrado) - Universidade do Estado de Santa Catarina, UDESC.
- ISO Standard 2738: Permeable Sintered Metal Materials- Determination of Density, Oil Content, and Open Porosity, International Standards Organization, 1987.
- ISO Standard 2740: Sintered metal materials, excluding hardmetals - Tensile test pieces, International Standards Organization, 2009.
- ISO Standard 4498: Sintered metal materials, excluding hardmetals - Determination of apparent hardness and microhardness, International Standards Organization, 2005.
- MAIA, P.B.S. **Elaboração de compósitos a base de alumínio reforçados com intermetálico Ni₃Al por metalurgia do pó: estudo microestrutural e caracterização mecânica e à corrosão**. 1998. Dissertação (Mestrado) - Universidade do Estado de Santa Catarina, UDESC.
- PEREZ, P.; CARRASCO, J.L.G.; ADEVA, P. Influence of the powder particle size on tensile properties of Ni₃Al processed by rapid solification and hot isostatic pressing. **Material Science and Engineering**, A-199, p. 211-218, 1995.
- PEREZ, P.; CARRASCO, J.L.G.; CARUANA, G. et al. Microstructural characterization of P/M Ni₃Al consolidation by HIP. **Materials Characterization**, v.33, p. 349-356, 1994.
- RAMESH, C.S.; SAFIULLA M. Wear behavior of hot extruded Al6061 based composites. **Wear, Elsevier B. V.**, v. 263, p. 629-635, set. 2007.
- SALLIT, I.; RICHARD, C.; ADAM, R.; ROBBE-VALLOIRE, F. Characterization Methodology of a Tribological Couple: Metal Matrix Composite/Brake Pads. **Materials Characterization**, v. 40, n. 3, p. 169-188(20), mar. 1998.

TANG, F.; WU, X.; GE, S.; YE, J.; ZHU, H.; HAGIWARA, M.; SCHOENUNG, J.M. Dry sliding friction and wear properties of B₄C particulate-reinforced Al-5083 matrix composites. **Wear, Elsevier B. V.**, p. 555-561, mar. 2008.

ZAPATA, W.C.; COSTA, C.E.; TORRALBA, J.M.; RUIZ, J.M.; AMIGO, V. Compósitos a base de alumínio M/P reforçados com intermetálico Ni₃Al. **Anales CONAMET IX/IBEROMET**, Santiago, Chile, p. 990-998, 28-31 oct. 1996.

ZANATTA, A.M.; COSTA, C.E.; MILAN, J.C.G.; SILVA, R.F. Avaliação do desgaste por deslizamento de alumínio e ligas extrudadas obtidas por metalurgia do pó sob influência do tratamento térmico. 8º Congresso Iberoamericano de Engenharia Mecânica, Cusco, Peru, p. 23-25, oct. 2007.