

CARACTERIZAÇÃO E EXTRUSÃO DA FITA AMORFA Al-Mm-Ni-Gd-Y-Co

C. Triveño Rios, ¹triveno@ufmt.br

C. Bolfarini, ²cbolfa@ufscar.br

W. J. Botta, ²wjbottaf@ufscar.br

C. S. Kiminami, ²kiminami@ufscar.br

¹Engenharia Mecânica Instituto de Ciências Agrícolas e Tecnológicas (ICAT) – Campus Universitário Rondonópolis, Universidade Federal de Mato Grosso. 78735-901, Rondonópolis, MT, Brasil.

²Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, CP 676, 13565-905, São Carlos, SP, Brasil.

Resumo: Uma limitante para aplicações tecnológicas de ligas amorfas são as pequenas dimensões com que elas são produzidas (em dimensões micrométricas). Entretanto, a descoberta de novas composições de ligas que possibilitem valores altos do intervalo da região líquida super-resfriada (ΔT_x), permite que o material flua de forma viscosa e homogênea quando submetido a esforços mecânicos de consolidação, sem que ocorra a cristalização de fases. Característica que, também abre possibilidades para a produção de ligas amorfas de grandes volumes, em dimensões milimétricas. Nesse contexto, o presente trabalho tem por finalidade caracterizar e consolidar a fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ que apresentou um $\Delta T_x \sim 29K$. Essa liga foi obtida por fusão a arco voltaico, seguidamente, foi processada por “melt-spinning” para a obtenção de fitas amorfas. A fita como obtida foi caracterizada por aquecimento contínuo e isotérmico em equipamento de calorimetria diferencial de varredura (DSC) e por difração de raios-X (DRX). Seguidamente, a fita amorfa acondicionada no interior de um cilindro de alumínio puro foi extrudada em temperatura de 265 °C. Após extrusão foi realizada a caracterização do lingote extrudado por microscopia eletrônica de varredura (MEV), mostrando a presença de alumínio puro reagindo com as fitas amorfas. A superfície transversal das fitas sugere que aparentemente as fitas continuaram amorfas quando submetidas a pressões mecânicas e temperaturas de 265°C. Entretanto, não foi observada uma junção (soldabilidade) entre fitas amorfas que sugeririam um escoamento viscoso, característica própria da região líquida super-resfriada, ΔT_x , com a finalidade de obter amostras de grande volume.

Palavras-chave: Ligas amorfas, Sistema Al-Mm-Ni-Gd-Y-Co, Solidificação rápida, Extrusão

1. INTRODUÇÃO

Ligas do sistema Al-Terras Raras (TR) têm atraído grande atenção devido à tendência de formação de estrutura amorfa (TFA), quando o estado fundido (líquido metálico) é solidificado em condições de altas taxas de resfriamento e também pela relativa alta estabilidade térmica da estrutura amorfa, desejáveis para aplicações em altas temperaturas (Savage, et al, 1984, Fass, et al., 1987). Recentemente ligas de alumínio com estrutura amorfa formada por 80-94 % at. de Al combinado com metais de transição (MT: Fe, Co, Ni) (He et al, 1988, Inoue et al, 1988) na faixa de 3-20 % at. e de terras raras (TR: La, Y, Ce) na faixa de 1-15 %at, tem sido intensamente estudados devido a suas propriedades mecânicas. Tais como; alta resistência à tração, no nível de 1000 MPa, que é aproximadamente duas vezes o valor da resistência à tração de ligas convencionais a base de alumínio, e também apresentam alta dureza e boa resistência à corrosão (Inoue et al, 1988, Gloriant, 1998). Para certas composições, denominadas de nanocristalinas, as propriedades mecânicas podem ser ainda mais altas através da cristalização parcial controlada da estrutura amorfa, que forma uma microestrutura constituída de matriz amorfa e de cristais de Al- α homogeneamente distribuídos em tamanhos nanométricos (Gloriant, 1998). Entretanto a baixa estabilidade térmica destes materiais devido à fácil cristalização da estrutura amorfa é ainda uma grande desvantagem para aplicações tecnológicas. A estabilidade térmica de ligas vítreas a base de alumínio é claramente relacionada à composição química; às adições de metais de transição e de terras raras que são feitas com a finalidade de estabilizar a estrutura amorfa para aumentar as temperaturas de início de cristalização, T_x , e de transição vítrea, T_g .

Ligas com alto valor de ΔT_x ($T_x - T_g$) são importantes tecnologicamente para a consolidação de materiais viscosos (amorfos), permitindo que dentro de ΔT_x , o material flua viscosa e homogeneamente quando submetido a esforços

mecânicos, sem que ocorra a cristalização. Nesse caso, as ligas podem ser conformadas permitindo a fabricação de formas complexas e intrincadas com a manutenção da estrutura amorfa (Inoue, 1995). Essa característica também abre possibilidades de consolidação de fitas, produzidas por melt-spinning, ou de pós atomizados, ambos com estrutura amorfa em tarugos por extrusão a quente; por exemplo, pós atomizados amorfos da liga Al-Ni-Y-Co foram consolidados por extrusão a quente produzindo pequenos cilindros de dimensões milimétricas com estrutura totalmente amorfa que apresentou limite de escoamento de 1400 MPa (Kawamura et al, 1993). Importante para a viabilidade tecnológica dessas rotas é que ΔT_x seja grande o suficiente para que se possa aquecer e controlar homogeneamente toda a peça a ser conformada ou consolidada, como no caso da liga Al-Ni-Y-Co [8] que apresenta um ΔT_x de cerca de 40K. Portanto, o objetivo do presente trabalho tem por finalidade caracterizar a fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ e realizar as primeiras tentativas de consolidação por extrusão a quente da fita amorfa.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Lingotes de liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ foram preparados em forno de arco voltaico sob atmosfera de argônio usando elementos metálicos de Al, Ni, Mm, Gd, Y, Co de alta pureza (99,98%) a exceção do mishmetal com ~99,0% de pureza. Fitas metálicas amorfas foram preparadas pela técnica de “melt-spinning” sob atmosfera de argônio. Neste caso, as ligas líquidas na faixa de temperatura de 1150 a 1250°C e uma diferença de pressão entre 200 a 250mbar, foram ejetadas no topo de uma roda de cobre com velocidade de giro de $\sim 42 \text{ m.s}^{-1}$. A fita produzida foi de 1,8-3,0 mm de largura e 25-35 μm de espessura. As fitas coquilhadas apresentaram uma ductilidade de flexão de 180°. Após determinação da temperatura de transição vítrea, T_g , a fita amorfa foi cortada em comprimentos de $\sim 5,0$ mm. Posteriormente, foram introduzidas adequadamente no interior de um cilindro de alumínio puro na forma de camadas alternadas de fita amorfa e de chapa de alumínio puro obtendo, assim, um tarugo cilíndrico destinado para ensaios de extrusão a quente (Figura 1). Para a conformação das fitas amorfas no interior do cilindro de alumínio foi necessária a verificação da força necessária para a extrusão a fim de não exceder o limite da prensa. Dessa forma foi definida uma razão de extrusão igual a 5/1 com velocidade de deslocamento do punção: 1 mm/min. Por outro lado, as peças do equipamento de extrusão foram construídas a partir do aço H-13 e o aço V-800AT fabricados pela Villares. A temperatura durante o processo de consolidação por extrusão foi monitorada através de um termopar. A temperatura de extrusão da fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ foi estabelecido próximo a 265°C em função das análises isotérmicas e de cristalização. O tempo necessário para estabilizar a temperatura na amostra foi em torno de 10 minutos. Tempos maiores influenciariam a decomposição da fase amorfa para cristalina. A estrutura amorfa de amostras da fita coquilhada e amostra extrudadas foram analisadas por difração de raios-X (DRX) com radiação de $\text{Cu-K}\alpha$ ($\lambda = 0.1542 \text{ nm}$) em equipamento “Philips X pert powder diffractometer”. A análise térmica foi realizada em equipamento de calorimetria diferencial de varredura “Perkin–Elmer DSC-7” em atmosfera de argônio puro. A estrutura das fitas foi analisada por microscópio eletrônico varredura (MEV) em equipamento FEG. Estudos em regime de aquecimento contínuo para observar a cristalização das fitas amorfas foram realizados em taxa de aquecimento de 40 K/min. A solução sólida Mm (Mm = mishmetals) apresentou conteúdos de elementos na faixa de; Ce: 50-60 at, La: 22-30%at, Pr: 4-6%at, Nd: 13-18%, e Sm: <1 %at., foi usada com a finalidade de substituir sistemas contendo metais puros de terras raras (RE) que são aproximadamente 10 vezes mais caros que a solução sólida.



Figura 1. Preparação de tarugo para extrusão constituído de cilindro de alumínio puro e camadas alternadas de fita amorfa picotada e chapas finas de alumínio puro.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 mostra uma micrografia de imagem EBS (retroespalhada) de microscopia eletrônica de varredura, que corresponde a uma microestrutura típica da liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ obtido em forno a arco. As fases presentes

detectadas por EDS correspondem a composições aproximadas de: Al-8Co(Ni,Y,Gd,Mm) de tonalidade cinza escura, Al-14Co-6Mm(Ni,Y,Gd) de tonalidade cinza clara, Al-15Ni-5Mm(Gd,Co,Y) de tonalidade cinza, Al-17Mm(Gd,Y) de tonalidade clara, e Al- α de tonalidade escura, e por ultimo à estrutura eutética de Al + fases intermetálicas. A maior parte dessas fases indicadas não foi confirmada pelo banco de dados JCPDS. Sugerindo que as fases formadas apresentam grande solubilidade de elementos de liga, porém, tem comportamento semelhante às fases identificadas por difração de raios-X, observadas na figura 3. Essa micrografia confirma a cristalinidade das fases presentes na liga.

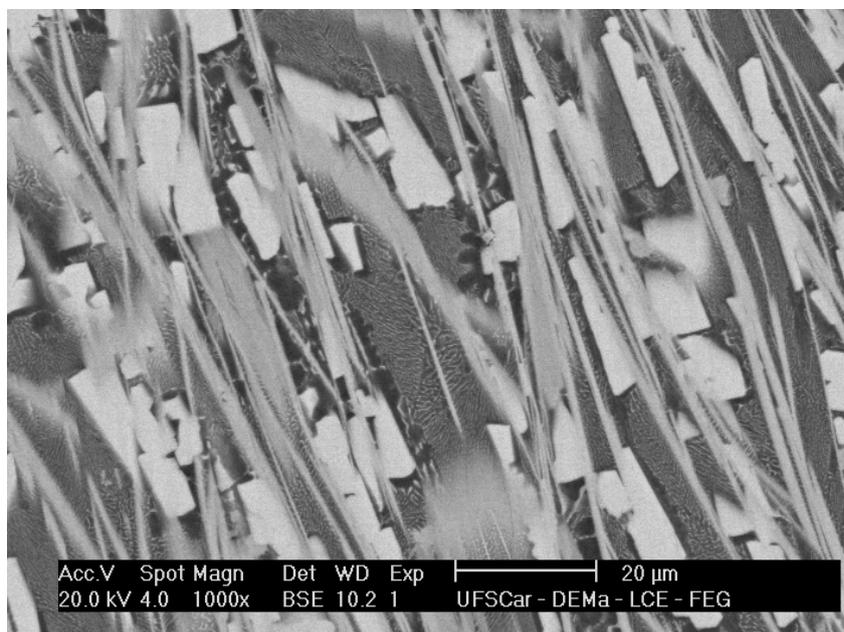


Figura 2. Imagem EBS-MEV, microestrutura típica da liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$.

A figura 3 mostra o padrão de difração de raios-X do lingote de forno a arco da liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$. Indicando que quando processado em baixas taxas de solidificação, as fases constituintes dessa liga, apresentam-se totalmente cristalinos, o que é concordante com as análises de MEV. Sendo, a fase Al- α em maior fração de volume que as fases intermetálicas: Al_3Co , Al_3Y , Al_3Ni , Al_3Gd , Al_3Mm , e Al_3Mm_{11} (Mm = mishmetal = Ce+La+Pr+Nd), e AlMmNi. Todas essas fases foram identificadas desde o banco de dados JCPDS (2001).

O lingote de forno a arco quando processado através da técnica de “melt-spinning” permitiu a obtenção de fitas metálicas amorfas. Neste caso, para produzir a fita metálica de 1,8-3,0 mm de largura e 25-35 μm de espessura foi necessário que o metal líquido solidifique rapidamente sobre a superfície polida de uma roda de cobre com velocidade de giro de giro de $\sim 42 \text{ m.s}^{-1}$. A fita produzida quando submetida a ensaios de flexão de 180° (ou seja, dobrados em $180^\circ C$), não fraturou, indicando boa ductilidade relativa ao dobramento, Esse ensaio é um método empírico de avaliação do estado estrutural das fitas amorfas.

Na figura 3, também é mostrado o padrão de difração de raios-X da fita metálica. Observa-se que a fita apresenta um pico principal na forma de halo bastante amplo na faixa 2θ , de 32 a 44° , indicativa do estado amorfo da fita. Nesta liga a presença de pré-picos não foi observada, indicando que a liga apresenta menos tendência a formar fases intermetálicas, tal como em ligas que apresentam presença de fases intermetálicas em grandes frações de volume, o que interfere o processo de amorfização.

A figura 4 apresenta termogramas da fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ em diferentes taxas de aquecimento de 10, 20, 40 e $80^\circ C$. A presença clara de temperatura de transição vítrea, T_g , nos termogramas é uma característica do estado amorfo da fita processada por *melt-spinning*. Por outro lado, a liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ estequiometricamente apresenta-se como $Al_{85}TR_6MT_9$, que é semelhante à forma $Al_{85}(MmGd)_6(NiYCo)_9$. Essa forma de apresentação concorda bem com Inoue et al. [4,5], quem indica, que no sistema Al-Ce-Ni, a ocorrência de T_g desde que o teor de Ce (TR) seja igual ou superior a 6,0 %at. independente do conteúdo de Ni. Sugerindo que a transição vítrea pode estar associada à cristalização da fita amorfa antes da temperatura de transição vítrea, ou seja, $T_X < T_g$ (Tsai et al, 1997, Inoue, et al, 1988, Fang et al, 2002).

Também é observado que a fita amorfa quando aquecido em diferentes taxas de aquecimento de 10, 20, 40 e $80^\circ C$, tal como observado na figura 4, vemos que existe um deslocamento da temperatura de transição vítrea (T_g) e dos picos de cristalização para maiores temperaturas, indicativa de aumento de estabilidade térmica. Nesta liga o primeiro pico exotérmico corresponde à cristalização de Al- α e o segundo pico exotérmico corresponde à cristalização de Al- α remanescente, cristalização de fases metaestáveis e de compostos intermetálicos. Nessa seqüência de aumento de taxa de aquecimento, é observado que na taxa de 40 e 80 K/min se tem um intervalo de transição vítrea de 29 e 31 K/min , respectivamente. Esses valores são altos quando comparados a ligas amorfas base-alumínio e, também, é bastante

através para a realização de conformação de fitas amorfas de grande intervalo de temperatura entre a temperatura vítrea, T_g , e a temperatura de cristalização (T_{X1}).

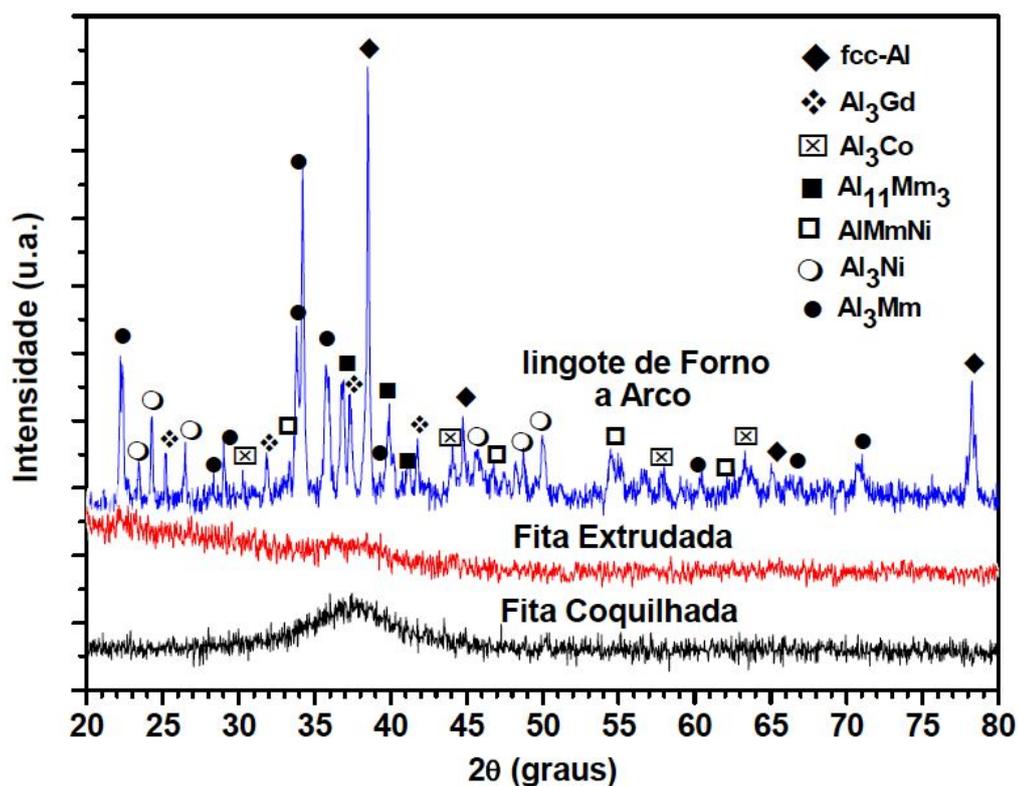


Figura 3. Padrão de Difração de Raios-X de 03 amostras processadas: em forno a arco (lingote), em *melt-spinning* (fita), e em extrusão (fita extrudada).

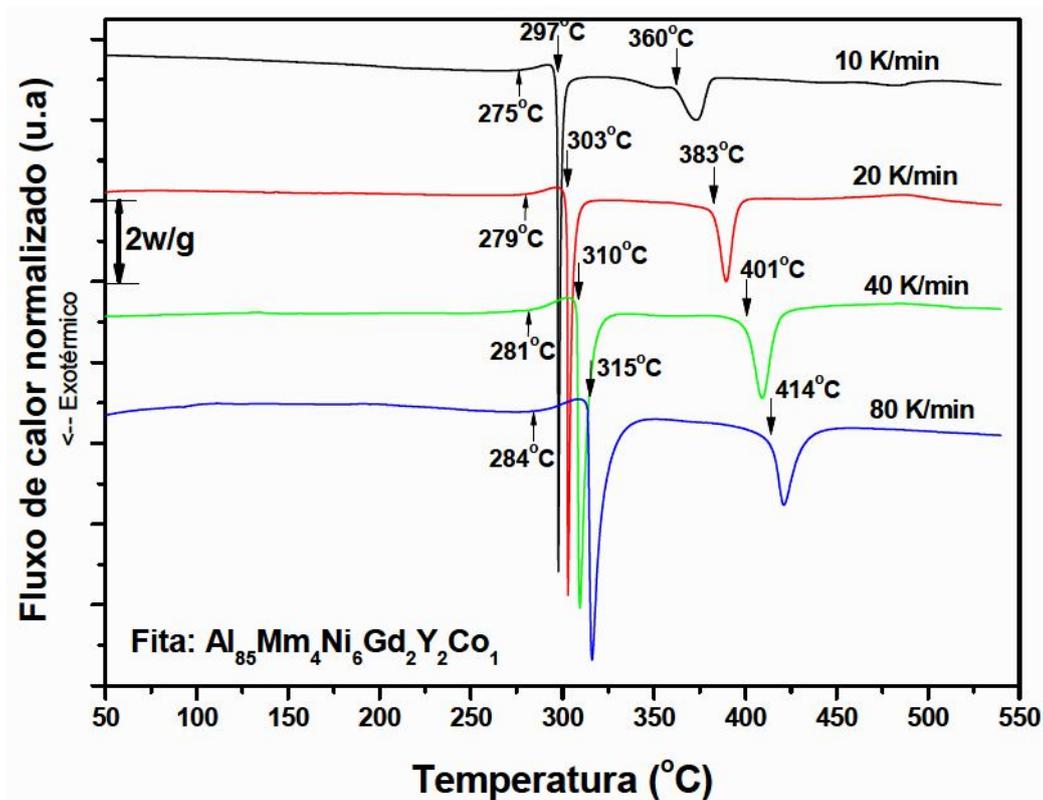


Figura 4. Termogramas de DSC de aquecimento da fita amorfa em diferentes taxas de aquecimento, 10, 20, 40 e 80 °C, mostrando os estágios de cristalização de fita amorfa.

Para determinar a temperatura de extrusão da fita amorfa foram realizados ensaios de recozimento isotérmico da fitas como-obtida. Foram utilizados diferentes tempos de recozimento em temperaturas ligeiramente abaixo de T_g , tendo como referência a taxa de aquecimento de 40K/min. Isto, com a finalidade de estudar os mecanismos de cristalização. Pode observar-se na figura 5 que cada isoterma começa pelo geral com um período de incubação e seguidamente por um pico exotérmico. Com aumento da temperatura de recozimento, a temperatura do máximo pico ocorre em tempos mais curtos, deslocando-se para o lado esquerdo. Porém, a largura desses picos, também, torna-se mais estreita com aumento da temperatura de recozimento. Indicando, que o aumento de temperatura de recozimento acelera a movimentação dos átomos metálicos em direção de eventos de nucleação e crescimento de fases metálicas. Desde as análises da figura 5 é sugerido que o processo de cristalização ocorre através de mecanismos de nucleação e crescimento para a fita $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ [Chen e Saepen, 1988, Chen e Saepen, 1991, Louzguine e Inoue, 2002). Em função dessas análises foi estabelecido que a temperatura de conformação para extrusão seja de 265°C, em vista que nessa temperatura se tem maior tempo para manipulação de fitas: nas etapas de colocação do tarugo para extrusão, no tempo de homogeneização do tarugo e durante o processo de extrusão.

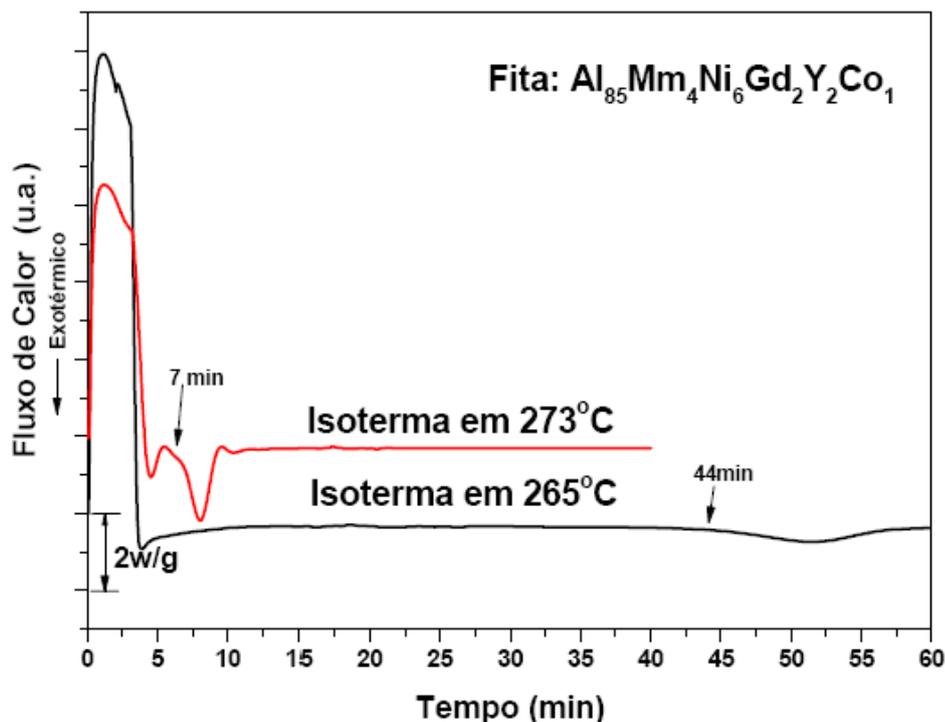


Figura 5. Análise térmica DSC de recozimento de amostra amorfa submetidas a isotermas de 273 e 265°C.

Durante o ensaio de conformação por extrusão, do tarugo observado na figura 1, foi obtido uma curva típica da evolução do processo de extrusão (ver figura 6), desde o início da pressão aplicada pelo punção no material do tarugo (alumínio puro e fita amorfa) até a extrusão final. Inicialmente ocorre o aumento da pressão com o deslocamento do punção, aumento este que se torna linear em aproximadamente no ponto A. Neste momento, o tarugo, que inicialmente apresentava vazios no interior do tarugo aumenta de densidade devido à eliminação dos vazios. Quando a pressão aplicada excede a força no ponto B, o aumento da pressão deixa de ser linear, significando que o material (fita amorfa e alumínio puro) começa a fluir, iniciando-se a extrusão propriamente dita, que ocorre a uma pressão no ponto C durante todo processo até o ponto D. Ao final, o aumento na pressão é devido ao fato de que todo o material já foi extrudado e o punção inicia contacto com a matriz de extrusão, indicativa de finalização do ensaio.

Na figura 7, se observa que a temperatura do forno segue exatamente a temperatura programada. Observa-se, que no instante em que o forno é aberto, ocorre a esperada queda na temperatura do forno. Quando o tarugo já ocupa a posição junto à matriz de extrusão e o forno é fechado, a temperatura medida pelo termopar de monitoramento é exatamente a temperatura da amostra, pois ambos estão em contacto. A temperatura de extrusão da fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ foi estabelecido próximo a 265°C em função das análises isotérmicas e de cristalização. O controle da temperatura da seqüência de extrusão a quente da fita amorfa $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ foi registrado através de um termopar ligado a um computador, tal como é observado na figura 7. O tempo necessário para estabilizar a temperatura na amostra foi em torno de 10 minutos. Tempos maiores influenciariam na decomposição da fase amorfa para cristalina. Posteriormente, a amostra é retirada rapidamente e resfriada em água. A figura 8a, mostra a amostra depois de extrudada com 7 mm de diâmetro e altura aproximada de 50mm. O lingote quando cortado pela seção transversal, tal como na figura 8b mostrou uma região de tonalidade mais escura, indicativa da presença de fitas amorfas no alumínio durante o processo de extrusão.

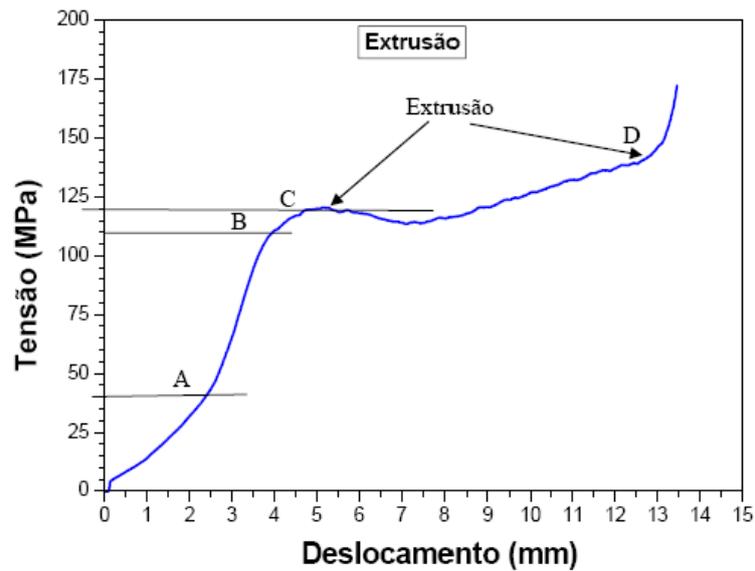


Figura 6. Evolução da pressão aplicada pelo punção no pré-compactado durante extrusão.

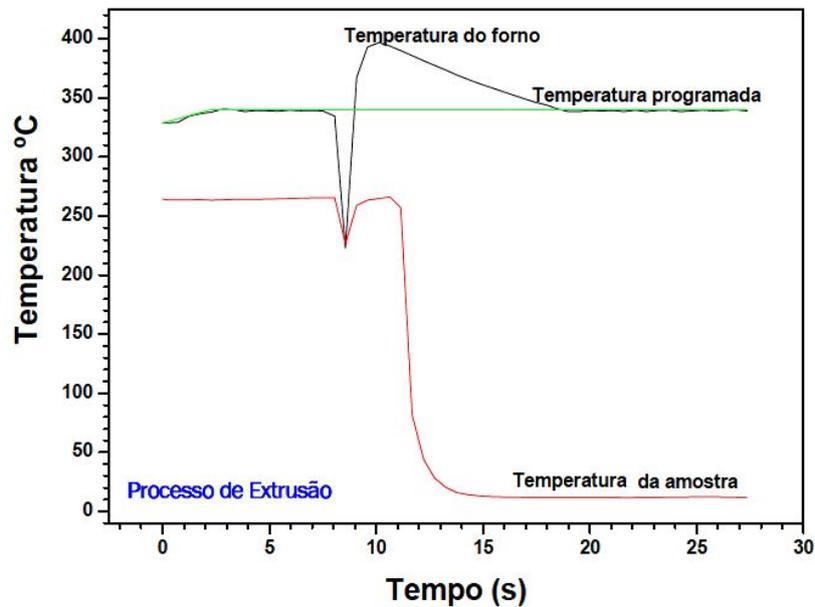


Figura 7. Seqüência do controle de temperatura na amostra e no forno durante a abertura do forno e colocação de amostra e estabilização da temperatura.



Figura 8. (a) Lingote extrudado em temperatura de 265°C e, (b) lingote cortado transversalmente (as partes mais escuras são indicativas de presença de fitas amorfas após extrusão).

A figura 9 mostra imagens MEV no modo EBS da seção transversal do lingote extrudado. Uma estimativa grosseira da fração de volume que ocupa a fita aparentemente amorfa no interior da matriz de alumínio esta na faixa de 25% (figura 9a). Em baixas ampliações, figuras 9b-d, observam-se de que as fitas inicialmente sofreram uma acomodação de forma a ficar agrupados aparentemente em posição vertical em relação à direção de extrusão. Nessas figuras observa-se que houve regiões onde as fitas ficaram totalmente alinhadas, e o espaço de fita para fita foi preenchido por alumínio puro, indicativa que houve uma reação interfacial entre alumínio e fita amorfa (figura 9d). Entretanto, também foram observadas regiões com presença de vazios em locais onde as fitas ficaram dobradas em quase 180° (figura 9e). Nesse ângulo de dobramento as fitas mostraram presença de trincas, o que indica que houve fratura de dobramento (figura 9f). Tal comportamento, não é entendido claramente, devido a que a superfícies das fraturas das fitas são totalmente planas e lisas ainda com marcas de praia (figuras 9g-h), indicando, que aparentemente, a fitas não sofreram transformação do estado amorfo para o estado cristalino. Isso sugere que a temperatura de extrusão e a pressão exercida durante a conformação não influenciaram a decomposição da fase amorfa o que é concordante o tempo e temperatura de extrusão estabelecido nos ensaios isotérmicos. Entretanto, o resultado de DRX do tarugo extrudado (figura 3) mostra que a fita amorfa sofre algum grau de cristalização. Isso devido a que a presença do halo característico do estado amorfo e os picos de fase cristalina apresentam-se não bem definidas no padrão de DRX. Experiências de caracterização de fitas amorfas sugerem que para confirmar esse estado aparentemente amorfo, é necessário o uso de microscópios eletrônicos de alta resolução, que permitam detectar partículas cristalizadas na faixa de alguns nanômetros. É conhecido que a presença de cristalitos em matriz amorfa pode endurecer as ligas ou torná-las mais frágeis como as observadas na figura 8f que apresenta uma fratura frágil com aparência plana.

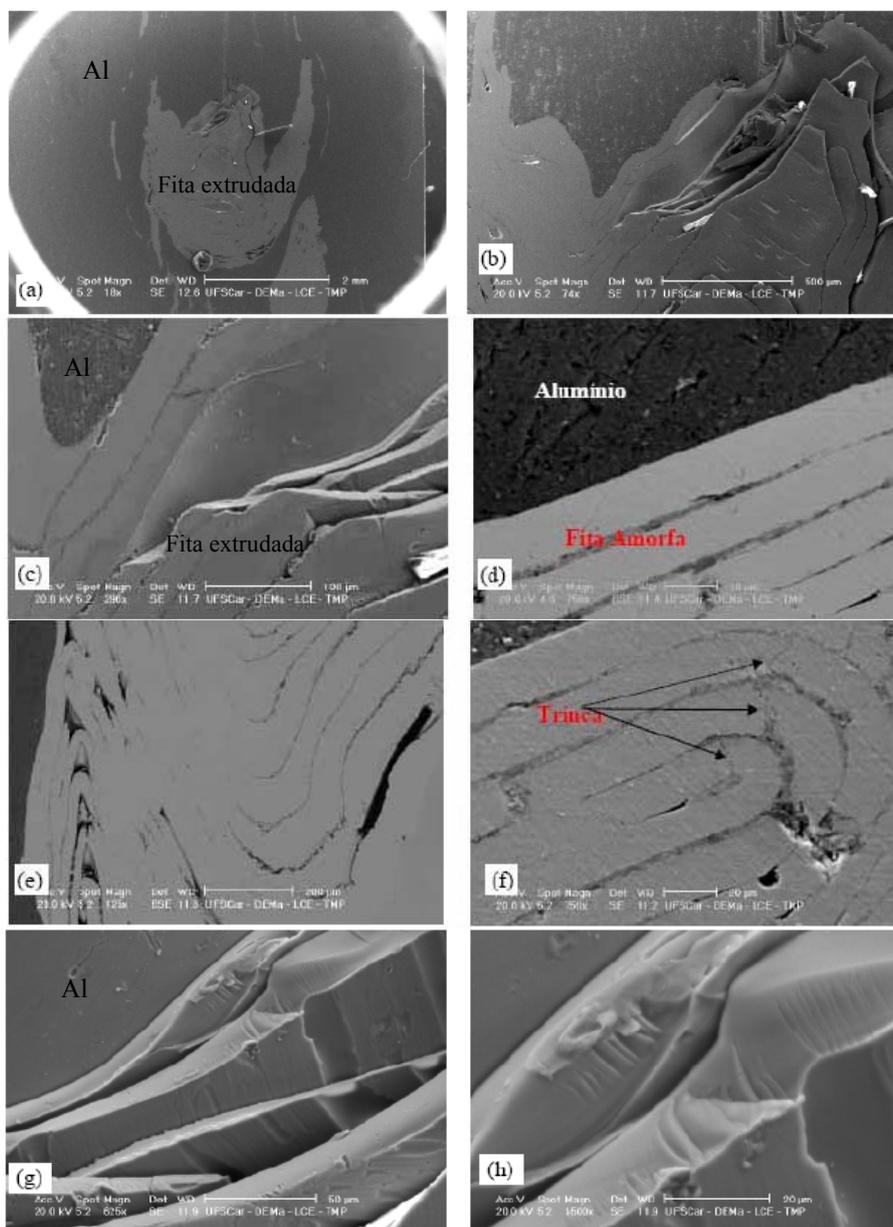


Figura 9. Imagens representativas EBS-MEV do lingote extrudado (fita amorfa + alumínio puro), mostrando diferentes características no processo de extrusão a quente.

4. CONCLUSÕES

O presente trabalho envolveu a preparação de lingote, processamento por solidificação rápida para obtenção de fita amorfa, extrusão das fitas amorfas encapsulada em tarugos de Al, e caracterização microestrutural da liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$.

Das análises realizadas por DRX, MEV e principalmente de DSC se pode concluir que a liga $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ apresenta uma tendência à amorfização. A liga apresentou uma região líquida super-resfriada de $\Delta T (=T_x - T_g)$ de 29 e 31°C em taxas de aquecimento de 40 e 80 K/min, respectivamente. A caracterização da seção transversal do lingote extrudado mostrou a presença de alumínio puro reagindo com as fitas amorfas. Além disso, a superfície transversal das fitas sugere que aparentemente as fitas permaneceram amorfas depois de submetidas a pressões mecânicas e temperaturas de 265°C. Entretanto, não foi observada uma junção (soldabilidade) entre fitas amorfas que sugeririam um escoamento viscoso, característica própria da região líquida super-resfriada, ΔT . Como primeira tentativa de consolidação de fita amorfa por extrusão concluiu-se que o presente trabalho foi bastante promissor para procurar alternativas de consolidação.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP e CNPq pelo suporte financeiro.

6. REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Chen, L.C., Saepen, F., 1988, Nature, V.336, pp.366.
Chen, L. C., Spaepen, F., J., 1991, Applied Physics, V.69, pp.679.
Fang, Z., Youshi, W., Chuanjiang, Z., Zhiqian, Z., Yuan Chang, S., Guorong, Z., 2002, J. Phys.: Condens. Matter., V.14 pp.1163.
Fass, M., Itzhak, D., Eliezer, D., Froes, F. H., 1987, J. Mater. Sci. Lett., V.6, pp.1227.
Gloriant, T., Greer, A.L., 1998, Nanostruct. Mater., V.10, pp.389.
He, Y., Poon, S. J., Shiflet, G. J., 1988, Science, V.241, pp.1640.
Inoue, A., Ohtera, K., Tsai, A.P., Masumoto, T., 1988, Jpn. J. Appl. Phys., V.27, pp.L479.
Inoue A., 1995, Materials Transaction - JIM, V.36, nº 7, pp.866.
Inoue, A., Ohtera, K., Matsumoto, T., 1988, Jpn. J. Appl. Phys, Part. 2, V.27, pp.L736.
JCPDS (International Centre for Powder Diffraction Data), JCPDS-ICDD, 2001.
Kawamura, Y., Inoue, A., Masumoto, T., 1993, Scripta Met., V.29, pp.25.
Kim, Y.H., Inoue, A., Masumoto, T., 1991, Mater. Trans. JIM, V.32, pp.331.
Louzguine, D. V., Inoue, A., 2002, J. Non-Cryst. Solids, V.311, pp.281.
Savage, S. J., Froes, F. H., in: Kear, B. H., Giessen, B.C. (Eds.), 1984, Rapidly Solidified Metastable Materials, Elsevier Science, New York, pp.29.
Tsai, A.P., Kamiyama, T., Kawamura, Y., Inoue, A., Masumoto, T., 1997, Acta Mater., V.45, pp.1477.

7. DIREITOS AUTORAIS

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo do material incluído no presente trabalho.

CHARACTERIZATION AND EXTRUSION OF Al-Mm-Ni-Gd-Y-Co AMORPHOUS RIBBONS

C. Triveño Rios, ¹triveno@ufmt.br

C. Bolfarini, ²cbolfa@ufscar.br

W. J. Botta, ²wjbottaf@ufscar.br

C. S. Kiminami, ²kiminami@ufscar.br

¹Engenharia Mecânica Instituto de Ciências Agrícolas e Tecnológicas (ICAT) – Campus Universitário Rondonópolis, Universidade Federal de Mato Grosso. 78735-901, Rondonópolis, MT, Brasil.

²Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, CP 676, 13565-905, São Carlos, SP, Brasil.

Abstract. *The limit for technological applications of amorphous alloys are the small dimensions with that they are produced (in micrometric dimensions). However, the discovery of new compositions of alloys make possible the obtaining of high values of the super-cooled liquid region (ΔT_x), it allows to the material to flow in a viscous and homogeneous way when submitted to consolidation mechanical efforts, without presence of phases crystallization. Those characteristic open possibilities for the production of bulk amorphous alloys, in milimetric dimensions. In this case, the present work has for objective to characterize and to consolidate the $Al_{85}Mm_4Ni_6Gd_2Y_2Co_1$ amorphous alloy with $\Delta T_x = 29$ K. That alloys was obtained in voltaic arc furnace. The Rapidly quenched amorphous ribbon was produced by melt-spinning and the structural transformations occurring during heating were studied using differential scanning calorimetry (DSC).*

Keywords. Amorphous Alloys, Al-Mm-Ni-Gd-Y-Co System, Rapid solidification, Extrusion.