

SOLIDIFICAÇÃO RÁPIDA DA LIGA $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$ ¹

Carlos Triveño Rios²

Walter José Botta Filho³

Claudemiro Bolfarini³

Cláudio Shyinti Kiminami³

Resumo

Nas últimas décadas, várias ligas a base de alumínio de altíssima resistência mecânica, apresentando microestruturas formadas por partículas em dimensão nanométrica do tipo icosaedral dispersas numa matriz de alumínio, tem sido desenvolvidas. Essas ligas são denominadas de ligas nano-quase-cristalinas. A principal dificuldade para produzir essas ligas está associada à necessidade à alta taxa de resfriamento, da ordem de 10^6 K/s; por isso ligas com essa microestrutura particular tem sido processadas na forma de fitas e pós com dimensões limitadas a escala de micrometros. O objetivo do presente trabalho foi estudar a possível formação de fases quase-cristalinas em amostras de grande volume solidificadas rapidamente. A liga $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$ foi processada por três técnicas de solidificação rápida; "melt-spinning", fundição em molde de cobre com formato de cunha e fundição por centrifugação em molde de cobre de seção quadrada. As estruturas e microestruturas das amostras foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura e transmissão, difratometria de raios-X convencional e utilizando luz sincrotron, e calorimetria diferencial de varredura. A microestrutura desejada com fase quase-cristalina do tipo icosaedral, cuja composição é $\text{Al}_{78}\text{Cr}_{6,0}\text{Mn}_{7,8}\text{Fe}_{9,1}$, dispersa numa matriz de alumínio foi possível de ser obtida na fita de $38\mu\text{m}$ de espessura e na parte fina ($120\mu\text{m}$) da amostra em forma de cunha, cuja taxa de resfriamento é estimado em cerca de $10^5 - 10^6$ K/s. Entretanto essa microestrutura não foi possível de ser obtida em amostras de grande volume (em espessura de milímetros). As taxas de resfriamento ($10^2 - 10^3$ K/s) na solidificação das amostras de grande volume (amostra em forma de barra e nas partes espessas da amostra em forma de cunha) não foram suficientemente altas para evitar que compostos intermetálicos cristalinos fossem formados juntamente com a fase quase-cristalina. A fase quase-cristalina formada é do tipo icosaedro, estável até 450°C que decompõe-se para a formação das fases intermetálicas $\text{Al}_{82,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Fe}_{7,9}(\text{Cr})$ e $\text{Al}_{75,7}\text{Cr}_{8,2}\text{Mn}_{8,4}\text{Fe}_{7,7}$, completando a decomposição após 520°C .

Palavras-chave: Solidificação rápida; Quase-cristal; Liga $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$.

RAPIDLY SOLIDIFIED $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$ ALLOY

Abstract

In the last decade several types of Al-based nano-quasicrystalline alloys have been developed with microstructures constituted by icosahedral nanometric particles embedded in Al matrix. More recently, bulk nano-quasicrystalline alloys have been produced by warm extrusion of atomized powders. However the main difficulty to produce such alloys is associated with the high cooling rates necessary to form the nano-quasicrystalline phases (10^6 K/s, such as in melt-spinning or atomization processes). In this context, the objective of the present work was to evaluate the possibilities to obtain quasicrystalline phases in bulk samples of the $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$ alloy. The following three process of rapid solidification were used to produce the alloys: (a) melt-spinning, (b) injection the molten metal in a wedge geometry cooper mould and (c) by centrifugal casting in a square section cooper mould. The microstructures of the two bulk samples were compared with the ribbon obtained by melt-spinning. The microstructures were evaluated by a combination of transmission and scanning electron microscopy, X-ray diffraction and differential scanning calorimetry. In both bulk samples we have observed the presence of quasicrystalline and polycrystalline aggregates with varied morphologies and also intermetallic phases radiating from quasicrystallines grains. In the wedge shape sample a fully quasicrystalline microstructure has been observed for thickness up to 0.8 mm. Calorimetry analysis indicated that the quasicrystalline phase is stable up to 450°C and its transition for crystalline phases is completed after 520°C .

Key word: Rapid solidification; Quasicrystal; $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$ alloy.

¹ Contribuição técnica apresentada no 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Pesquisador Dr. - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos Caixa Postal 676, 13565-905, São Carlos - SP, Brasil.

³ Prof. Titular - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos - Caixa Postal 676, 13565-905, São Carlos - SP, Brasil.

INTRODUÇÃO

Desde o descobrimento da fase icosaedral em ligas de Al-Mn solidificadas rapidamente (1) e sua identificação cristalográfica como sendo quase-cristais (2) ocorridos na década do 80, grandes esforços têm sido realizados para entender a formação, estrutura, propriedades mecânicas e físicas e estabilidade em altas temperaturas das fases quase-cristalinas. A presença dessas fases em dimensões nanométricas em uma matriz de alumínio confere à liga de alumínio altas resistências à tração combinadas com uma boa ductilidade em flexão (3). A principal dificuldade para produzir essas ligas está associada à necessidade de uma alta taxa de resfriamento, da ordem de 10^6 K/s, para que a fase icosaedral seja formada. Para se obter as ligas com essa microestrutura particular, há a necessidade do processamento na forma de fitas e pós com dimensões limitadas a escala de micrometros. Recentemente, ligas nano-quase-cristalinas de grande volume, em dimensões de milímetros, foram produzidas por extrusão a quente a partir de pós atomizados. O objetivo do presente trabalho foi estudar a possível formação de fases quase-cristalinas em amostras de grande volume solidificadas rapidamente. A liga $Al_{92}Fe_3Cr_2Mn_3$ foi processada por três técnicas de solidificação rápida; “melt-spinning”, fundição em molde de cobre com formato de cunha e fundição por centrifugação em molde de cobre de seção quadrada. A composição da liga foi determinada considerando a baixa difusividade e solubilidade em equilíbrio dos elementos Fe, Cr e Mn em Al-cfc (solubilidade de 0,03 % at. Fe, >0,01 % at. Cr, e >0,62 % at. Mn) (4,5), que são os requisitos básicos para a prevenção do fenômeno de engrossamento “Ostwald ripening” (6). Também as altas temperaturas de fusão desses elementos (1538°C, 1907°C e 1246°C, para Fe, Cr e Mn, respectivamente)(5) podem favorecer uma boa estabilidade microestrutural em elevadas temperaturas.

MATERIAIS E MÉTODOS

A liga $Al_{92}Fe_3Cr_2Mn_3$ (em % at.) foi preparada a partir dos elementos de alta pureza (mínima de 99,9%) em forno a arco sob atmosfera de argônio de alta pureza (99,998%). Posteriormente, a liga foi processada por três diferentes técnicas de resfriamento rápido: i) fundição por injeção em molde de cobre, refrigerado a água, com forma de cunha, com ângulo de 5° , 10 mm de largura e 50 mm de altura; ii) fundição por centrifugação em molde de cobre com forma de barra de seção 4mm x 4mm e comprimento de 40mm girando a velocidade linear de ~ 26 m/s; iii) fundição por injeção sobre o topo de roda de cobre girando com velocidade de 52 m/s (processo denominado de “melt-spinning”) produzindo fita com largura de 1,5mm e espessura de $38\mu\text{m}$. Em todas as três técnicas utilizadas para processamento, a liga foi fundida em forno de indução sob atmosfera de argônio de alta pureza (99,998%), sendo a temperatura de vazamento de 1250°C. A taxa de resfriamento no molde em forma de cunha varia com a espessura da amostra, sendo, portanto, uma geometria muito interessante, pois numa só amostra tem-se microestruturas formadas sob diferentes taxas de resfriamento, máxima na ponta da amostra e mínima na extremidade mais grossa. A taxa de resfriamento da fita, devido à sua pequena espessura, é muito alta, estimada em torno de 10^6 K/s. As amostras obtidas (em forma de cunha, de barra, e de fita), foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura (SEM) equipado com espectrometria de energia dispersiva (EDS), calorimetria diferencial de varredura, e difratometria de raios-X convencional (DRX) com radiação de Cu-K α .

A amostra em forma de fita foi também caracterizada por microscopia eletrônica de transmissão (TEM), tendo sido afinadas por um equipamento “ion-milling” através de um sistema de duplo canhão operado em 5kV com 800 μ A por canhão. Essa amostra também teve a sua estabilidade térmica analisada por medidas “in situ” de DRX durante aquecimento no intervalo de temperatura de 250°C a 630°C, usando uma fonte de luz síncrotron, do LNLS – Campinas. Essas medidas de DRX foram realizadas com um dispositivo de varredura θ -2 θ e um forno resistivo com adequado controle de temperatura e de atmosfera. Os padrões de difração foram registrados *in situ* na faixa 2 θ : 40 < 2 θ < 84 com uma energia de 7 keV (λ = 1,77 nm), que foi escolhido com a finalidade de minimizar o fator de atenuação. Também, foi usado um tempo de estabilização de 10 min para cada temperatura de recozimento após o qual foram registrados os padrões de DRX com tempo de aquisição de 6 min.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 apresenta os difratogramas da seção transversal da amostra em forma de barra (fundida por centrifugação com espessura de 3,5mm), de duas regiões da parte mais fina da amostra em forma de cunha (região 1 com espessura de 120 μ m e região 2 com espessura de 800 μ m), e da fita coquilhada com 38 μ m de espessura. Os padrões mostraram a formação de fases cristalinas Al- α , Al₆Mn, Al₁₂(Cr,Mn), e fases quase-cristalinas, todas identificadas utilizando os dados do banco JCPDS. As amostras de maiores espessuras, e, portanto, aquelas solidificadas sob taxas de resfriamentos baixos, que foram as amostras em forma de barra e a região 2 da amostra em forma de cunha, apresentaram três diferentes fases cristalinas (Al- α , Al₆Mn, Al₁₂(Cr,Mn)) e fase(s) quase-cristalina(s). As amostras de menores espessuras, e, portanto, aquelas solidificadas sob taxas de resfriamento altas, que foram a região mais fina (região 1) da amostra em forma de cunha e a fita, apresentaram somente uma fase cristalina (Al- α) e duas fases quase-cristalinas. Altas taxas de resfriamento favorecem a formação das fases quase-cristalinas e desfavorecem a formação das fases cristalinas. Dos difratogramas observa-se também que os picos (111) e (200) da fase Al- α apresentam uma largura ampla e tornam-se mais agudos e mais intensos com o aumento da espessura da amostra, portanto com decréscimo da taxa de resfriamento. Os picos das fases quase-cristalinas, identificadas como I = icosaedro na Figura 1, apresentam difrações (2 θ) em torno de 41,5 \pm 0,5 e 43,6 \pm 0,5 (amostras: fita e região 1 da amostra em forma de cunha), sugerindo fases quase-cristalinas com variação no parâmetro de rede, isto é, na composição química, e as fichas JCPDS indicam várias fases icosaedrais nas composições Al₈₆Mn₁₄, Al₈₅Mn₇Cr₈, Al_{77,5}Mn_{22,5}, Al₉₁Fe₄Cr₅ e Al₉₅Fe₄Cr₁ (7).

A Figura 2a apresenta a microestrutura relativamente grosseira, com fases intermetálicas com tamanhos superiores a 20 μ m, observada na seção da amostra em forma de barra, onde a taxa de resfriamento estimada na solidificação foi na ordem de 10²-10³ K/s (8). Nas Figuras 2b-d, mostrando micrografias com maiores aumentos, pode ser observada a formação de uma aglomeração de fases mais claras que a matriz Al- α , com morfologias bastante particulares, onde braços aciculares crescem de forma radiada desde um cristal central; aparentemente cristais com vários lados de eixos de simetria. Nessas micrografias é possível identificar cristais da região central com dois tamanhos distintos, uma fase de tonalidade cinza com ~5 μ m (Figura 2b, ponto A), e a outra fase cinza com ~1 μ m (Figura 2c-d, ponto B). As análises por EDS/SEM indicam que a composição da fase

A (Figura 2b) é de $\sim\text{Al}_{81,1}\text{Cr}_{5,6}\text{Mn}_{6,9}\text{Fe}_{6,5}$ e da fase B (Figuras 2c-d) como $\sim\text{Al}_{78,1}\text{Cr}_{6,8}\text{Mn}_{7,7}\text{Fe}_{7,5}$. Esta última composição é similar à fase quase-cristalina $\text{Al}_{81,6}\text{Ti}_{2,7}\text{Cr}_{5,9}\text{Fe}_{9,8}$ (9).

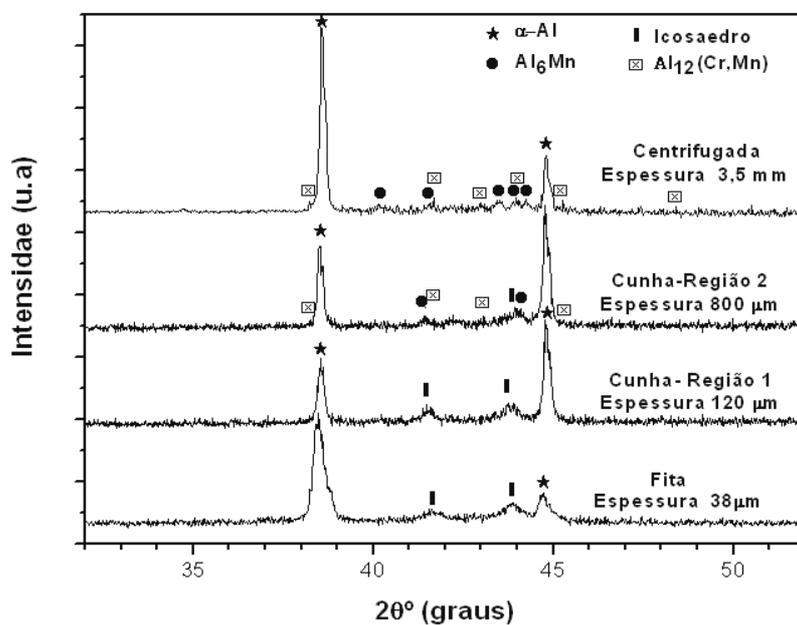


Figura 1. Difratogramas da seção transversal da amostra em forma de barra, de duas regiões da parte mais fina da amostra em forma de cunha e da fita coquilhada. As espessuras das amostras estão indicadas nos difratogramas.

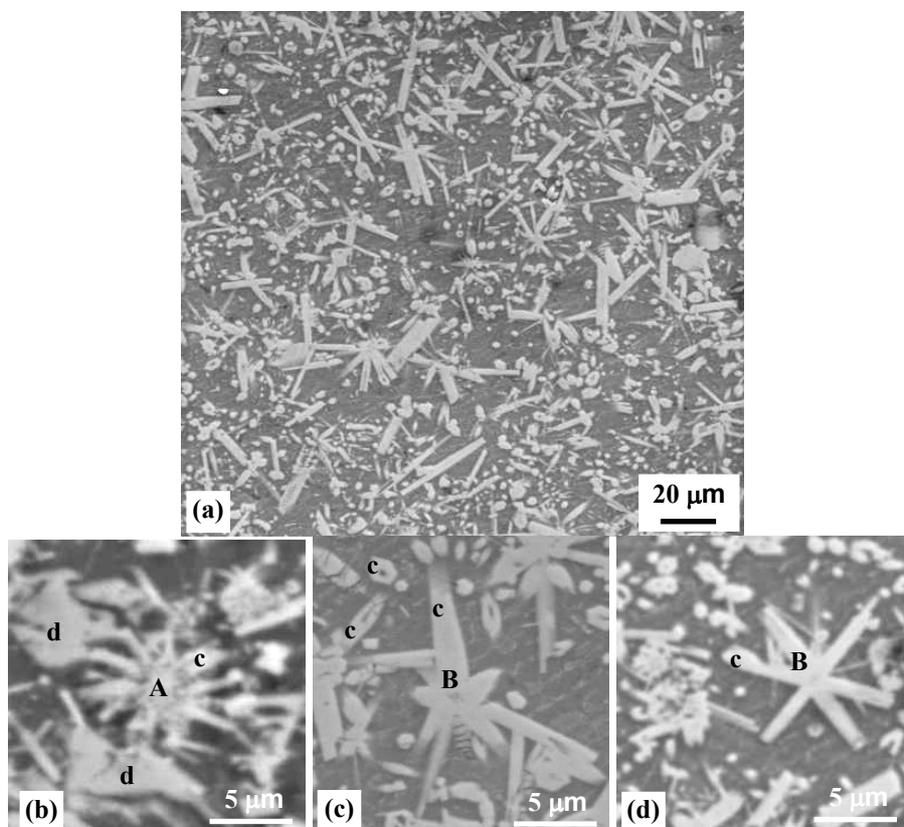


Figura 2. Micrografias obtidas por MEV da seção transversal da amostra em forma de barra (fundida por centrifugação).

A fase mais clara (pontos c) observada na Figura 2b-d, apresenta uma morfologia tipo plaqueta, aparecendo como prismas hexagonais no corte transversal e vazio na região central; análise por EDS/SEM indica que a composição dessa fase é $\sim\text{Al}_{75,7}\text{Cr}_{8,2}\text{Mn}_{8,4}\text{Fe}_{7,7}$ (% at.). Pode-se ainda observar uma outra fase (pontos d, da Figura 2b); análise por EDS/SEM indica que a composição dessa fase é $\sim\text{Al}_{82,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Fe}_{7,9}(\text{Cr})$. Essa duas fases, com composições $\text{Al}_{82,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Fe}_{7,9}(\text{Cr})$ e $\text{Al}_{75,7}\text{Cr}_{8,2}\text{Mn}_{8,4}\text{Fe}_{7,7}$, apresentam características similares às fases Al_6Mn e $\text{Al}_{12}(\text{Cr},\text{Mn})$ do banco de dados JCPDS quando identificadas nos padrões de DRX (Figura 1). Esses resultados indicam que tanto Mn e Al são parcialmente substituídos por Fe, na amostra em forma de barra.

A Figura 3 apresenta microestruturas observadas ao longo da seção longitudinal da amostra em forma de cunha, da região mais fina até 2,5mm. Com a redução da espessura da seção transversal da cunha observa-se decréscimo no tamanho de grãos e do tamanho das fases; esse comportamento está em concordância com o fato de ter-se um aumento da taxa de resfriamento na solidificação com a diminuição da seção da amostra. Na região da ponta da amostra, na região próxima à superfície, onde a taxa de resfriamento foi a mais alta, estimada em 10^5 K/s (10), o diâmetro médio das fases com morfologia *tipo-flor* é aproximadamente de $0,3\ \mu\text{m}$. Essas fases, com a mesma morfologia, se apresentam maiores, com diâmetros de até $\sim 1,5\ \mu\text{m}$, na região central da ponta da cunha, onde a taxa de resfriamento é estimada em 10^4 K/s (10). A região mais espessa, região 2 (Figura 3c, e espessura, $Z = 800\ \mu\text{m}$) apresentou grãos com $4,2\ \mu\text{m}$, onde a taxa de resfriamento estimada é em torno de 10^3 K/s (10). Nas seções com as maiores espessuras na amostra em forma de cunha, observa-se a formação de fases intermetálicas e aglomeração de fases ao redor de uma fase central, similar àquelas observadas na amostra fundida por força centrífuga; a taxa de resfriamento foi estimada em torno de 10^3 K/s (10) para a região 3 (Figura 3d, $Z = 2,5\ \text{mm}$), e em torno de 10^2 K/s (10) para a região 5 (Figura 3c, $Z = 3,5\ \text{mm}$). Estes resultados sugerem que as altas taxas de resfriamento, entre 10^4 a 10^5 K/s, conduzem a formação de grãos com aparente fase quase-cristalina com uma forma tipo flor (Figura 3b). Entretanto, os resultados mostram a formação de grãos dendríticos aleatoriamente orientados com preservação da morfologia dos quase-cristais com eixo de simetria icosaedral de 5-lados

Para confirmar a formação da fase tipo icosaedro e determinar a composição e tamanho de grãos, fitas como obtidas de “melt-spinning” foram examinadas por microscopia eletrônica de transmissão. A Figura 4 apresenta imagens de campo claro – MET, padrões de difração de elétrons de área-selecionada e espectros EDX da fase icosaedral observada na fita coquilhada. Os tamanhos de grãos medidos foram entre 250 a 500 nm e correspondem a taxas de resfriamento de $\sim 6.6 \times 10^6$ e 8.3×10^5 K/s (10). Os padrões de difração de grãos tipo icosaedro estão apresentados nas Figuras 4c e 4d e foram identificados a ter eixos de simetrias de 2- e 5-lados. Além disso, os diferentes contrastes revelam a presença de falhas internas nos grãos tipo icosaedro. A composição média estequiométrica da fase icosaedral foi determinada como $\sim\text{Al}_{78}\text{Cr}_{6,0}\text{Mn}_{7,8}\text{Fe}_{9,1}$. Essa composição contém diferentes teores de soluto quando comparado com outras fases quase-cristalinas tipo icosaedro reportados pela literatura, $\text{Al}_{85}\text{Cr}_{2,1}\text{Mn}_{6,4}\text{Fe}_{4,3}\text{Ti}_{2,2}$ e $\text{Al}_{82,9}\text{Mn}_{6,3}\text{Fe}_{9,0}\text{Ti}_{1,8}$ que podem ser formados nas ligas $\text{Al}_{93}\text{Mn}_3\text{Fe}_2\text{Cr}_1\text{Ti}_1$ e $\text{Al}_{93}\text{Mn}_2\text{Fe}_3\text{Ti}_2$, respectivamente (9). Essa diferença é prevista uma vez que, de acordo com Schaefer et al. (11) a fase icosaedral, não sendo um composto estequiométrico, pode se apresentar numa ampla faixa de composições. Daqui mudanças

substanciais no parâmetro reticular da fase tipo icosaedro podem ser esperadas, porém difíceis de interpretar a partir de padrões de difração de raios-X.

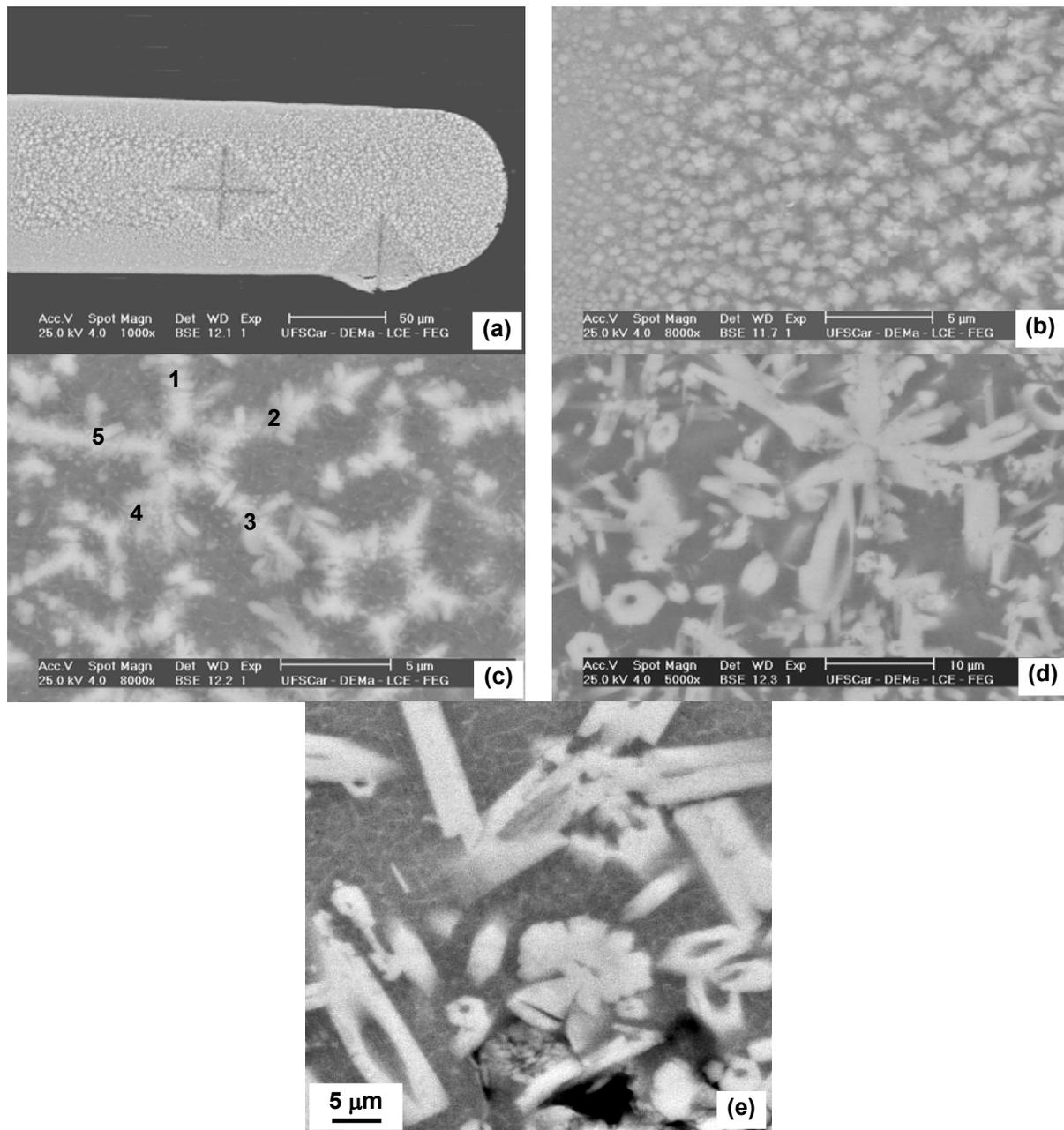


Figura 3. Micrografias obtidas por MEV ao longo da seção longitudinal da amostra em forma de cunha; (a) espessura mais fina da cunha (região 1, espessura de 120 μm); (b) região 1 com maior ampliação (espessura 120 μm), (c) região 2, espessura de 800 μm , (d) região 3, espessura de 2.5 mm, e (e) região 5, espessura de 3.5 mm

A Figura 5 apresenta termogramas das amostras em forma de cunha na região de seção transversal de 500 μm , forma de barra e fita. Uma reação exotérmica à temperatura próxima a 545 $^{\circ}\text{C}$ é observada tanto para a amostra em forma cunha e para a fita; a combinação com os difratogramas indica que essa reação representa a transformação da fase tipo icosaedro para cristalina. As três reações endotérmicas seqüenciais observadas poderiam ser, considerando o diagrama de fases binário do sistema Al-Mn (5), a formação das $\alpha\text{-Al}$, Al_6Mn e Al_{11}Mn . Contudo, segundo Murray et al. (12) a decomposição fase icosaedral da liga $\text{Al}_{80}\text{Mn}_{20}$ para fases cristalinas

pode ocorrer em diferentes estágios de transformação; i) para a fase metaestável Al_6Mn ao redor de $500^\circ C$, ii) desde a fase metaestável Al_6Mn para a fase quase-cristalina decagonal ao redor de $600^\circ C$, iii) desde a fase quase-cristalina decagonal para a fase λ ao redor de $645^\circ C$, e finalmente, iv) desde a fase λ para a fase μ ao redor de $745^\circ C$. Para elucidar essa questão foi realizado análise por medidas “in situ” de DRX durante aquecimento, usando uma fonte de luz síncrotron.

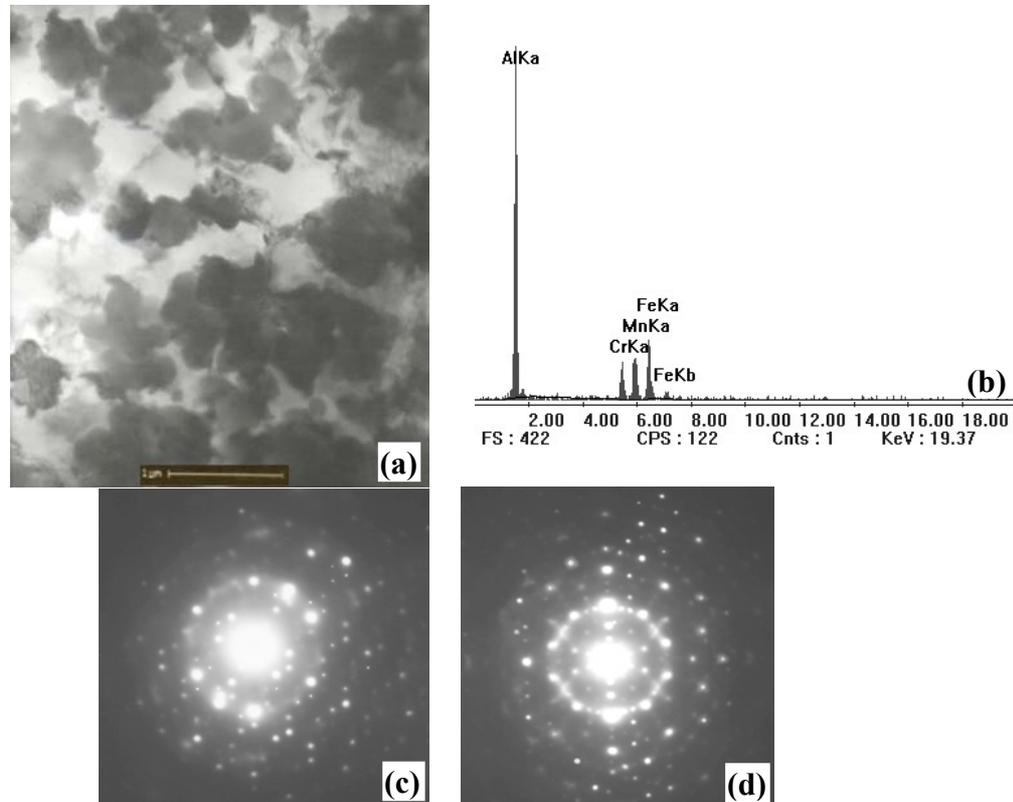


Figure 4. (a) Imagem TEM de campo-claro, (b) Espectro EDX, e (c-d) padrão de difração de elétrons de área-selecionada de fase tipo icosaedro com eixo de simetria de 2- e 5-lados.

A Figura 6 apresenta os padrões de DRX obtidos no intervalo de temperatura de $250^\circ C$ a $630^\circ C$. Os picos da fase $Al-\alpha$ (marcado como 1) são observados em todos os padrões de DRX. Com o aumento da temperatura é observada uma instabilidade desta fase, indicando a ocorrência de rejeição de elementos solubilizados. Após $250^\circ C$ é observado um decréscimo na intensidade dos picos de $Al-\alpha$ seguido do aparecimento de novos picos de baixa intensidade, indicando a formação de novas fases intermetálicas. Isso indica que a fase inicial de $Al-\alpha$ seria uma solução sólida supersaturada de elementos Mn, Cr e Fe; com o aquecimento esses elementos foram rejeitados levando a formação de novas fases. Por outro lado, a fase quase-cristalina tipo icosaedro, cujas difrações estão indicadas como 2 na Figura 6, apresentam-se inicialmente como difrações com baixa intensidade e ampla largura, permanecendo estável até a temperatura de $450^\circ C$. Entre 520 e $550^\circ C$, estas difrações começam a mudar com aparecimento de novos picos não indexados pelo JCPDS (marcados como 4), sendo mais evidenciados entre as temperaturas de 550 e $630^\circ C$. Esse comportamento sugere que a fase quase-cristalina exibe uma estabilidade até temperaturas acima de $450^\circ C$, com a sua decomposição total ocorrendo a temperatura próxima a $520^\circ C$. Esta temperatura está em acordo com a temperatura de início do pico exotérmico do difratograma

(Figura 5) confirmando que nessa temperatura ocorre a decomposição da fase quase-cristalina tipo icosaedro, sendo a decomposição para a formação das fases intermetálicas $\text{Al}_{82,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Fe}_{7,9}(\text{Cr})$ e $\text{Al}_{75,7}\text{Cr}_{8,2}\text{Mn}_{8,4}\text{Fe}_{7,7}$.

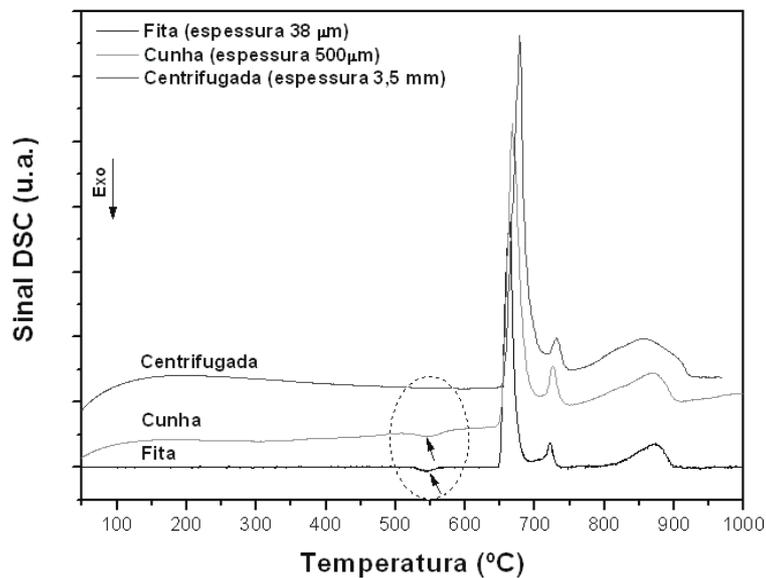


Figura 5. Termogramas no aquecimento em taxa de 20 K/min das amostras em forma de cunha na região se seção transversal de 500μm, forma de barra e fita.

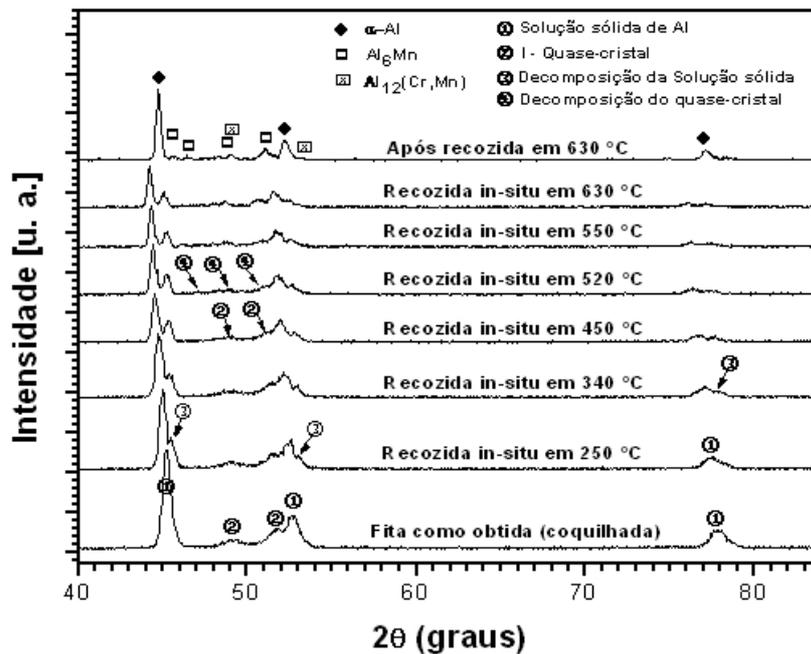


Figura 6. Difratogramas obtidas por medidas “in situ” de DRX durante aquecimento no intervalo de temperatura de 250°C a 630°C usando uma fonte de luz síncrotron, da fita coquilhada, incluindo difratograma da amostra após aquecimento até 630°C e resfriamento até temperatura ambiente.

CONCLUSÕES

A morfologia, tamanho e distribuição de grãos e dos precipitados intermetálicos são, para a liga $\text{Al}_{92}\text{Fe}_3\text{Cr}_2\text{Mn}_3$, fortemente dependentes da taxa de resfriamento. A microestrutura formada por partículas em dimensão nanométrica da fase quase-cristalina do tipo icosaedral, cuja composição é $\text{Al}_{78}\text{Cr}_{6,0}\text{Mn}_{7,8}\text{Fe}_{9,1}$, dispersas numa matriz de alumínio foi possível de ser obtida na fita de $38\mu\text{m}$ de espessura e na parte fina ($120\mu\text{m}$) da amostra em forma de cunha, cuja taxa de resfriamento é estimado em cerca de $10^5 - 10^6$ K/s. Entretanto essa microestrutura não foi possível de ser obtida em amostras de grande volume (em espessura de milímetros). As taxas de resfriamento ($10^2 - 10^3$ K/s) na solidificação das amostras de grande volume (amostra em forma de barra e nas partes espessas da amostra em forma de cunha) não foram suficientemente altas para evitar que compostos intermetálicos cristalinos fossem formadas com a fase quase-cristalina. A fase quase-cristalina tipo icosaedro é estável até 450°C , decompondo-se para a formação das fases intermetálicas $\text{Al}_{82,8}\text{Mn}_{7,9}\text{Fe}_{7,9}(\text{Cr})$ e $\text{Al}_{75,7}\text{Cr}_{8,2}\text{Mn}_{8,4}\text{Fe}_{7,7}$, completando a decomposição após 520°C .

Agradecimentos

Os autores desejam agradecer à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Pulo - FAPESP - “Projeto Temático”, Ministério de Ciência e Tecnologia (MCT) - “PRONEX” pelo suporte financeiro e ao Laboratório de Luz Síncrotron (LNLS) de Campinas – Brasil.

REFERENCIAS

- 1 Shechtman, D., Blech, I., Gratias, D., Cahn, J. W., Phys. Rev. Lett., v.53, p.1951, 1984.
- 2 Levine, D., Steinhardt, P. J., Phys. Rev. Lett., Vol. 53, p. 2477, 1984.
- 3 Guo, J. Q., Ohtera, K., Acta Mater., Vol. 46, n11, p.3829, 1998.
- 4 Kimura, H. M., Sasamori, K., Inoue, A., Mat. Sci. Eng., Vol. 294-296, p.168, 2000.
- 5 Massalski, T. B. (*editor*), Binary alloy phase diagrams, 2nd ed., Materials Park, OH: ASM International, Materials Park, 1990.
- 6 Wagner, C., Elektrochem, Z., Vol. 65, p.581, 1961.
- 7 Joint Committee for Powder Diffraction Standar – International Centre for Diffraction Data (JCPDS-ICDD) – CD ROM – PCPDF Win -2001.
- 8 Triveño Rios, C., “Processamento de liga de alumínio nano-quase-cristalina através de extrusão a quente de pós atomizados”, FAPESP: 01/06317-9, relatório 3, 2004.
- 9 Kimura, H. M., Sasamori, K., Inoue, A., J. Mater. Res, v.15, p.2737, 2000.
- 10 Triveño Rios, C, Ferrarini, C.F., Botta Filho, W.J., Kiminami, C.S., Bolfarini, C., J. Metastable and Nanocrystalline Materials, Vol.15-16, p.421, 2003.
- 11 Schaefer, R. J., Bendersky, L. A., Schetman, D., Boettinger, W. J., Biancanniello, F. S., Metall. Trans. A, Vol.17A, p.2117, 1986.
- 12 Murray, J. L., McAlister, A. J., Schaefer, R. J., Bendersky, L. A., Biancanniello, F. S., Moffat, D. L., Met. Trans. A, Vol. 18A, p.385, 1987.