

SÍNTESE E CARACTERIZAÇÃO DE LIGAS DO SISTEMA Al-Cu

Carlos Triveño Rios, carlos.triveno@ufabc.edu.br¹
Maiara Dias Silveira, maiara.dias2010@gmail.com¹
Miluska Triveño Huamanñahui, milutrivi@gmail.com²

¹Engenharia de Materiais – CECS - Universidade Federal do ABC, Avenida dos Estados 5001 – Bairro Santa Terezinha, 09210-580, Santo André – SP, Brazil

²Ingeniería Metalúrgica – Universidad Nacional San Antonio Abad del Cusco, Avenida de la Cultura 733 – Cusco – Perú.

Resumo: Ligas de alumínio são materiais atrativos para muitas aplicações comerciais devido a sua baixa densidade e boa resistência à corrosão. O objetivo do presente trabalho é entender a metalurgia de formação e caracterização de ligas do sistema Al-Cu. As ligas em composições Al-4,5Cu, Al-10Cu Al-32Cu e Al-52Cu (% em peso) foram preparadas em forno a arco voltaico em atmosfera de argônio. As ligas foram analisadas por técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, difração de raios-X, calorimetria exploratória de varredura e por caracterização mecânica. Os resultados mostraram variadas estruturas, tais como; solução sólida dendrítica de Al- α , mistura de dendrita de Al- α e Al₂Cu- θ , estrutura eutética lamelar (Al- α + Al₂Cu- θ), e dendritas de fase intermetálica Al₂Cu- θ . Os picos de difração de raios-X correspondem às fases Al- α e Al₂Cu- θ . As transformações de fase nas ligas estudadas correspondem às transformações, observadas, nos diagramas de equilíbrio de fase do sistema Al-Cu. A microdureza Vickers aumentou com o acréscimo do conteúdo de cobre nas ligas, sendo 63,5 $\pm$ 2,4 HV para a liga Al-4,5Cu e de 433,7 $\pm$ 2,5 HV para a liga Al-52Cu. Entretanto, nos ensaios de compressão a temperatura ambiente foi observado um comportamento plástico para as ligas Al-4,5%Cu e Al-10%Cu e, apenas, um comportamento elástico para as ligas Al-32%Cu e Al-52%Cu. Sugerindo que um aumento do conteúdo de cobre promove um aumento de dureza acompanhado de alta fragilidade.

Palavras-chave: Sistema Al-Cu, fase Al₂Cu- θ , transformações de fase, propriedades mecânicas.

1. INTRODUÇÃO

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre e o elemento metálico mais abundante de baixo custo. Exibe elevada maleabilidade (o segundo entre os metais) e sexto na ductilidade. Embora tenha apenas 60% da condutividade elétrica do cobre, ele é utilizado em linhas de transmissão de energia, devido à sua leveza. O alumínio puro é macio e inviável comercialmente por carecer de resistência mecânica, principalmente por apresentar uma resistência em torno de 10 MPa quando comparado a outros elementos. Devido a esse fator, pequenas quantidades de elementos de liga devem ser adicionadas ao alumínio puro, para melhorar uma ampla variedade de propriedades físicas e mecânicas, principalmente, para aumentar a resistência mecânica, dureza, resistência à fadiga, resistência a tração e usinabilidade (Davis, J., 1998, Girisha, H.N.; Sharma, K. V., 2001). Nessas condições as ligas de alumínio são amplamente utilizadas em muitas aplicações industriais, onde são necessárias elevadas resistências, leveza e facilidade de processamento por uma ampla variedade de técnicas.

O cobre tem sido o elemento de liga mais comum praticamente desde o início da indústria de alumínio. Assim uma ampla variedade de ligas do sistema Al-Cu foram desenvolvidos. Em ligas fundidas desse sistema a estrutura base consiste de soluções sólidas de alumínio com morfologia dendrítica com uma variedade de constituintes nos espaços interdendríticos, formando uma rede continua de estruturas eutéticas com características de elevada fragilidade. Entretanto, no outro grupo, as ligas trabalhadas consistem de uma matriz de solução sólida de alumínio com elementos de liga solúveis ou na forma insolúvel, formando precipitados dispersos no interior da matriz de alumínio (ABAL, 2001). Por outro lado, o cobre é um dos elementos que tem maior destaque, devido sua alta solubilidade no alumínio [3]. Ele é adicionado, geralmente, na faixa de 3-6 (% em peso), e com ou sem a presença de outros elementos de liga, geralmente, adicionados na faixa de 0-2 (% em peso), permite reforçar o material por mecanismos de encruamento e/ou precipitação de fases, resultando em ligas muito mais resistentes (El-Labban, H.; Mahmoud, E., 2015, Polmear, I., 1998). Assim, as ligas de alumínio-cobre são usadas para aplicações estruturais de alta resistência, tais como: na

indústria aeroespacial, automotiva, militar, assim como em materiais estruturais da construção civil (Davis, J., 1993, El-Labban, H.; Mahmoud, E., 2015).

Em relação a ligas do sistema Al-Cu, adições de cobre no alumínio podem ser realizadas até determinadas faixas de composições e ultrapassando esse limite as propriedades podem ser prejudicadas, especialmente se formarem compostos intermetálicos do tipo $\text{Al}_2\text{Cu}-\theta$. Nessas ligas, as maiores das pesquisas focam seus estudos em ligas de até 10% em peso de cobre. Isso porque o cobre aumenta a dureza e a resistência, tanto em ligas como fundidas quanto em ligas trabalhadas até essa determinada porcentagem em peso. Acima dessa porcentagem, o elemento cobre reduz significativamente a tenacidade e a usinabilidade da liga a temperatura ambiente por formar a fase intermetálica $\text{Al}_2\text{Cu}-\theta$ (El-Labban, H.; Mahmoud, E., 2015). Os objetivos do presente trabalho estão relacionadas ao entendimento básico da metalurgia física de ligas preparadas em forno a arco voltaico do sistema Al-Cu relacionadas à composição química, à caracterização estrutural, caracterização mecânica e caracterização térmica de ligas: Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu e Al-52%Cu (% em peso).

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Na preparação das ligas Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu e Al-52%Cu (% em peso) foram utilizados elementos metálicos de elevado grau de pureza (99,95%). Esses elementos, previamente sofreram limpeza por decapagem química com solução composta por H_2O destilada, ácido nítrico (HNO_3) e ácido clorídrico (HCl) na proporção de 1:1:1 para o elemento cobre, e com solução composta de 5,0 ml de HF e 95,0 ml de H_2O destilada para o elemento alumínio. Posteriormente, os elementos limpos na composição da liga desejada foram fundidos em forno a arco voltaico em atmosfera de argônio. Durante a fusão as ligas foram refundidas até quatro vezes com a finalidade de conseguir total fusão e homogeneização das ligas. Após fusão os lingotes preparados apresentaram uma perda de massa inferior a 1,0%. Os lingotes como preparados em forno a arco voltaico, previamente preparado por metalografia standard, foram caracterizados quanto à estrutura através de microscopia ótica de luz refletida (Zeiss -AX10), microscopia eletrônica de varredura (MEV) compacto (JOEL- JSM-6010) equipado com microanálise por dispersão de energia de elétrons (EDS) e por difração de raios-X (difratômetro D8 Focus, Bruker- AXS) com radiação Cu-K α ($\lambda=1,5418\text{\AA}$). A caracterização mecânica foi realizada; por medidas de microdureza Vickers a temperatura ambiente (microdurômetro, Digital Microhardness Tester - MHV 2000), usando uma carga de impressão de 500 gf por um tempo de 20 segundos (o valor médio de microdureza para cada ponto corresponde a cinco medidas de microdureza) e por ensaios de compressão a frio (universal Instron - 3369, com célula de carga de até 5000 kgf) em velocidade de compressão de 1,0 mm/min. As dimensões das amostras retangulares foram de, aproximadamente, 77 x 49 x 37 mm. Entretanto a caracterização térmica foi realizada usando um calorímetro exploratório diferencial (DSC) (Netzsch - 204 F1) em taxas de aquecimento e de resfriamento de 30°C/min (0,5 K/s) sob atmosfera de argônio (99,998%).

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1 Caracterização Estrutural

A caracterização estrutural das ligas como preparadas são observadas na figura 1. Na micrografia ótica da figura 1a é observada uma micrografia típica da liga Al-4,5%Cu, a que é constituída de uma fase primária em solução sólida de Al- α com morfologia dendrítica (contraste amarelo claro). Essa fase ocupa a maior fração de volume. Junto a essa fase é observada outra fase de contraste escuro na forma de blocos alongados e que correspondem a uma estrutura eutética (Al- α + $\text{Al}_2\text{Cu}-\theta$). Geralmente, essa estrutura é localizada em regiões interdendríticas, ou seja, está localizado entre os braços dendríticos da fase Al- α (Jones, H., 1969). As mesmas características são observadas na micrografia eletrônica de varredura (figura 1a1) onde a solução sólida de Al- α tem contraste cinza e as estruturas eutéticas têm contraste claro. De acordo ao diagrama de equilíbrio de fases, quando a liga solidifica, desde o estado líquido, na composição de Al-4,5%Cu, a liga deveria ser constituída apenas por uma fase simples em solução sólida, estando o cobre solubilizado na matriz da solução sólida dendrítica Al- α (Jones, H., 1969). Logo, a presença de estrutura eutética em forma de blocos alongados sugere que a liga solidifica em condições fora do equilíbrio.

Com aumento do conteúdo de cobre, a composição Al-10%Cu é considerada uma liga hipoeutética (figura 1b) por exibir um conteúdo de cobre abaixo da composição eutética. A liga é constituída por uma fase primária em solução sólida de Al- α com morfologia dendrítica bem definida, e por uma estrutura eutética (Al- α + $\text{Al}_2\text{Cu}-\theta$) (Jones, H., 1969) ocupando as regiões interdendríticas (contraste escuro). Nessa figura, se observa uma dendrita primária, λ_1 , com braços dendríticos secundários, λ_2 , ocupando uma fração de volume próximo a 69,5% e a região interdendrítica eutética com fração de volume de 30,5% (cálculo estimado pela regra da alavanca no diagrama de fases em equilíbrio do Al-Cu). Na micrografia MEV (figura 1b1) observa-se as mesmas características que as observadas na microscopia ótica, porém, a estrutura eutética nas regiões interdendríticas (tonalidade clara) apresenta-se como uma rede continua. Por outro lado, medidas do espaçamento de braços dendríticos secundários, λ_2 (pelo método de intercepção linear) foram da ordem de $12,8 \pm 1,6 \mu\text{m}$, e correspondem a uma taxa de resfriamento, R, de aproximadamente de 100 K/s, quando comparado a ligas a base de alumínio (Jones, H., 1969; Verlinnden, B.; Froyen, L., 1999). Entretanto, essa taxa de resfriamento é maior que de outras ligas que solidificam em condições de equilíbrio, sendo estas últimas com valores de 0,5 a 1,0 K/s (14). Com isso, é possível sugerir que a liga Al-10%Cu solidifica um pouco afastada da condição de

equilíbrio. Essa sugestão também é estendida para as outras três ligas preparadas, devido ao fato de que elas solidificaram em condições quase idênticas à liga Al-10%Cu (Verlinnden, B.; Froyen, L., 1999).

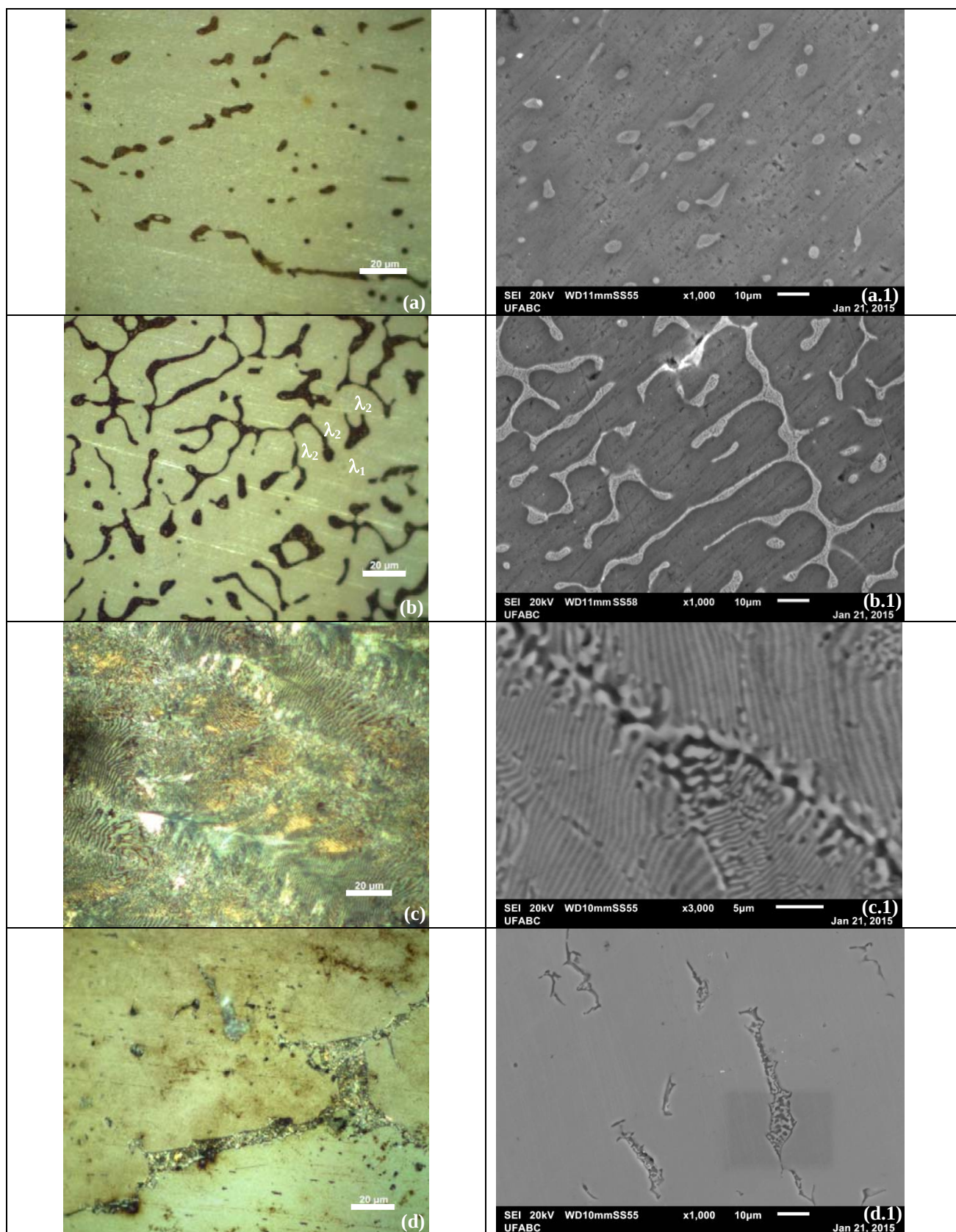


Figura 1. Micrografia; óticas (a, b, c, d) e de MEV (a.1, b.1, c.1 e d.1) das ligas; (a, a.1) Al-4,5%Cu, (b, b.1) Al-10%Cu, (c,c.1) Al-32%Cu, e, (d, d.1) Al-52%Cu.

Na figura 1c, observa-se a micrografia da liga Al-32%Cu que é diferente das outras ligas correspondendo exclusivamente a uma estrutura eutética lamelar. A composição é próxima da composição do vale eutético (Al-33,2%Cu) observado no diagrama de equilíbrio do sistema, Al-Cu. Na micrografia ótica observa-se que a estrutura lamelar se encontra dentro de células eutéticas, e, o contorno dessas células é mais grosseiro composto de grãos grosseiros de Al- α e Al₂Cu- θ , tal como observado na figura 1c1. Isso está relacionado aos efeitos de micro-segregação que ocorre desde o centro para a borda da célula eutética (Verlinnden, B.; Froyen, L., 1999). Ainda a literatura indica (Wild, J., 2004) que a transformação eutética ocorre por crescimento lamelar cooperativo das duas fases: a solução sólida Al- α , e, a fase intermetálica Al₂Cu- θ . A estrutura eutética lamelar é observada em uma ampla faixa de composições hipoeutéticas e hipereutéticas, bem como, em amplas faixas de valores de parâmetros de solidificação (como gradiente térmico, G, e velocidades de crescimento da interface sólido/líquido, V (J Kurz, W.; Fischer, D.J., 1992). Por outro lado, composições eutéticas são de grande interesse tecnológico devido à facilidade em fundir, pois apresentam um ponto de fusão eutética mais baixo que de seus componentes individuais. E também por serem considerados compósitos metálicos na qual, uma fase dúctil é reforçada por uma fase de alta resistência (Chang, K.M. et. al., 1992). De forma análoga, nessa liga a fase dúctil, Al- α é reforçada por uma fase de alta resistência Al₂Cu- θ .

Na figura 1d, observa-se a micrografia da liga Al-52%Cu que é constituída por uma fase primária dendrítica intermetálica, Al₂Cu- θ , em maior fração de volume e por uma região interdendrítica constituída por uma baixa fração de volume da estrutura eutética que se encontra dispersa entre a fase intermetálica, Al₂Cu- θ , tal como observado na figura 1d.1. A presença da fase intermetálica é conveniente até composições próximas de Al-10%Cu, pois para maiores conteúdos de cobre ela torna as ligas mais frágeis. Essa fragilidade está relacionada à sua estrutura cristalina do tipo tetragonal (Cahn, J.W.; Kalonji, G., 1981), diferente da fase Al- α com estrutura CFC.

A análise de composição química através da espectrometria de energia dispersiva, EDS-MEV, na faixa de composições estudadas é mostrada na tabela 1. Observa-se que a composição química obtida por EDS e a composição nominal exibem diferença de composição inferior a 2% em peso, para ligas preparadas em forno de arco voltaico, o que está de acordo com a literatura (Bresciani F. E., 1992). Essa pequena diferença pode estar relacionada com limites de erro do espectrômetro de energia dispersiva, EDS, e a fatores como manipulação durante a síntese das ligas. Já a figura 2a e 2b, nos mostra a análise de composição química de EDS-MEV por mapeamento dos elementos Al e Cu em regiões com estrutura eutética das ligas Al-4,5%Cu, e Al-52%Cu, respectivamente. Observa-se que o elemento Al é rico nos braços dendríticos (figura 2a.1) e o elemento Cu é rico na estrutura eutética (figura 2a.2) da liga Al-4,5%Cu. Contrariamente, na liga Al-52%Cu, o elemento cobre é rico nas fases dendríticas da fase Al₂Cu, (figura 2a.2), e, o elemento alumínio é rico na estrutura eutética (figura 2a.1).

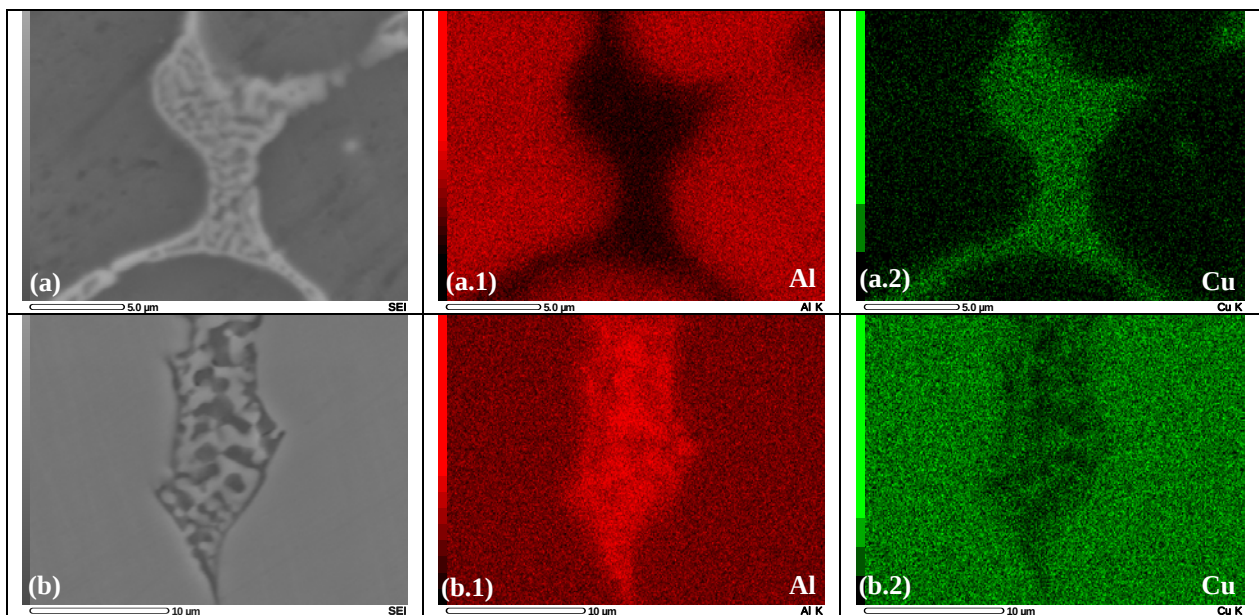


Figura 2. (a, b) imagem MEV de elétrons secundários, e, (a.1, a.2) e (b.1, b.2) Mapeamento EDS de Al e Cu de uma estrutura eutética na liga Al-4,5%Cu, e, na liga Al-52%Cu, respectivamente.

A Figura 3 mostra padrões de difração de raios-X de amostras, como fundidas, das ligas Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu e Al-52%Cu. Observa-se que os picos difratados correspondem, principalmente, à fase Al- α , com estrutura cristalina CFC e parâmetro de rede de $a = 4,049$ nm, e da fase Al₂Cu- θ , com estrutura cristalina tetragonal e parâmetros de rede de $a = 6,053$ nm e $c = 4,870$, segundo a indexação (JCPDS, 2001). Na liga Al-4,5%Cu a maior fração de volume corresponde aos picos da fase Al- α , e em menor fração para a fase Al₂Cu- θ . Na liga Al-10%Cu as intensidades dos picos da fase Al₂Cu- θ aumentam, indicando um aumento na sua fração de volume. Na liga Al-32%Cu a presença de picos e as intensidades da fase Al₂Cu- θ aumentam, e se tem uma redução na intensidade da fase Al- α . Comportamento

que esta relacionada à sua estrutura eutética com alternância de lamelas de Al- α e Al₂Cu- θ . Sendo a fração de volume da fase Al₂Cu- θ próximo a 52% e de 48% para a fase Al- α . Já na liga Al-52%Cu observa-se uma altíssima fração de volume da fase Al₂Cu- θ e uma mínima presença da fase de Al- α , concordando com os resultados das micrografias analisadas na figura 1.

Tabela 1.. Composicao quimica nominal e por EDS/MEV de ligas do Sistema Al-Cu como fundidas.

Liga	Composicao Nominal		Composicao por EDS			
	Al (% p)	Cu (% p)	Al (% p)	Cu (% p)	Al (% at)	Cu (% at)
Al-4,5Cu	95,50	4,50	94,68 $\pm$ 0,16	5,32 $\pm$ 0,17	97,67 $\pm$ 0,1	2,33 $\pm$ 0,1
Al-10Cu	90,00	10,00	88,42 $\pm$ 0,96	11,57 $\pm$ 0,96	94,73 $\pm$ 0,5	5,27 $\pm$ 0,5
Al-32Cu	68,00	32,00	66,20 $\pm$ 0,42	33,8 $\pm$ 0,42	81,80 $\pm$ 0,5	18,20 $\pm$ 0,5
Al-52Cu	48,00	52,00	46,00 $\pm$ 0,78	54,0 $\pm$ 0,78	65,50 $\pm$ 0,6	34,50 $\pm$ 0,6

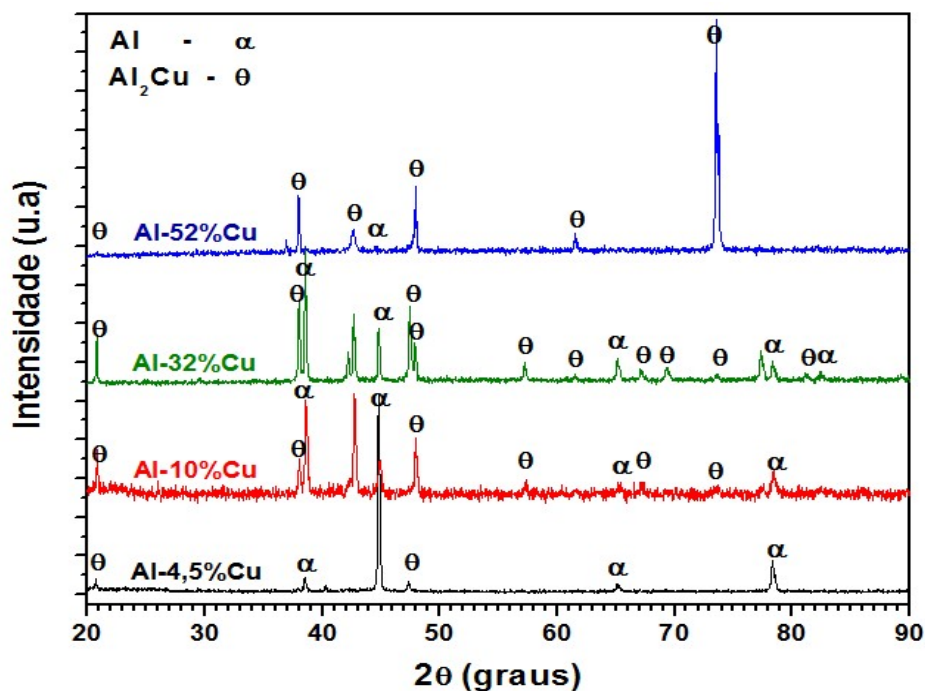


Figura 3. Padrão de difração de raios-X de amostras como fundidas das ligas Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu, e, Al-52%Cu.

3.2 Caracterização Térmica

A Figura 4 mostra curvas de resfriamento de análise térmica por calorimetria exploratória diferencial (DSC), para as quatro ligas estudadas, preparadas em forno de arco voltaico. A taxa de resfriamento foi de 0,33 K/s, próximo à condição de equilíbrio, quando solidificaram as quatro ligas. A liga Al-4,5%Cu, quando resfia e/ou solidifica, apresentou dois picos de transformação. O primeiro pico é relacionado à transformação do líquido no primeiro sólido em temperatura de 642,5°C. Enquanto que o segundo corresponde à precipitação de estrutura eutética, desde a fase primária em solução solida Al- α em temperatura de 536,5°C. Ambas as temperaturas são próximas às transformações observadas no diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Cu, observado na Figura 5. Na solidificação da liga Al-10%Cu também se observou dois picos de transformação. O primeiro é relacionado à transformação de líquido no primeiro sólido, na temperatura de 626,8°C, e o segundo corresponde à transformação eutética em 538,2°C. Essa transformação envolveu um intervalo de temperatura maior, $\Delta T = T_{\text{Liquidus}} - T_{\text{eutética}}$. Essas temperaturas também são próximas à observadas no diagrama de equilíbrio de fases do sistema Al-Cu. Já durante a solidificação da liga Al-32%Cu se observou apenas um único pico, bem intenso, típico de transformações eutéticas desde a fase líquida, L ($L \leftrightarrow \text{Al-}\alpha + \text{Al}_2\text{Cu-}\theta$) que ocorre na temperatura invariante de 539 °C. Durante a solidificação (resfriamento) da liga Al-52%Cu foram observados dois picos de transformação, o primeiro correspondente à transformação de líquido na fase intermetálica Al₂Cu- θ em temperatura de 581°C, e o segundo pico, pouco intenso, correspondente à formação da estrutura eutética em temperatura próxima a 538°C.

De forma geral observou-se que a temperatura de transformação eutética para as quatro ligas esta em torno de 539°C. Temperatura que é menor em aproximadamente, 9°C, quando comparado ao diagrama de equilíbrio de fases parcial do sistema Al-Cu observado na figura 4. Esta diferença pode estar relacionada a vários fatores como: falta de calibração do equipamento, posicionamento da amostra no cadinho e pureza do gás argônio.

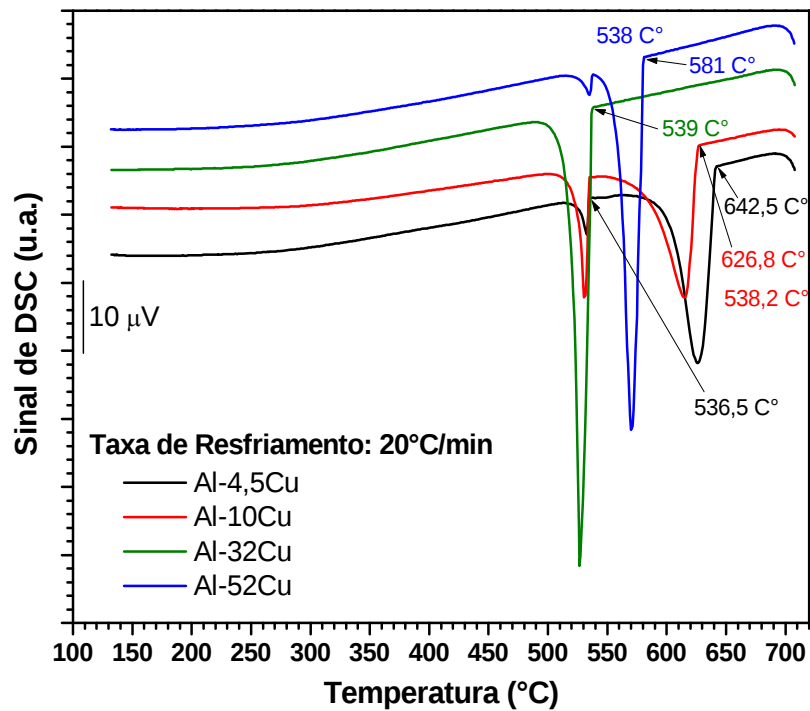


Figura 4. Curvas de análise térmica de DSC durante resfriamento de ligas como fundidas: Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu, e, Al-52%Cu.

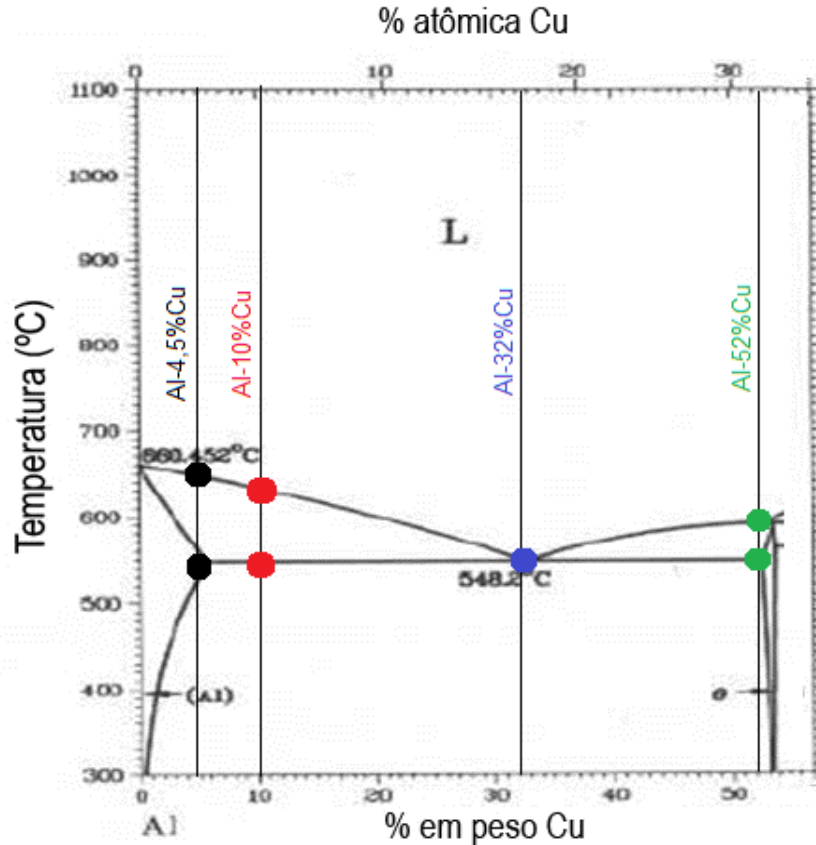


Figura 5. Diagrama Parcial (adaptado) de equilíbrio de fases do sistema Al-Cu (Metals Handbook, 1973), mostrando os pontos de transformação experimental das ligas Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu, e Al-52%Cu.

3.3 Caracterização Mecânica

A Figura 6 mostra medidas de microdureza Vickers realizadas ao longo da seção transversal do lingote como fundidas. Observa-se que a microdureza é ligeiramente maior na base do lingote. Comportamento que esta de acordo com a evolução microestrutural no lingote. Sendo mais refinado na base do lingote e mais grosseiro na parte central do lingote o que explicaria essa diferença de microdureza. Também sugere que as variações de taxas de resfriamento ao longo da amostra fundida não afetara significativamente a dureza, assim como na microestrutura. Observa-se uma menor dureza para a liga Al-4,5%Cu que esta em torno de um valor médio de $63,5 \pm 2,5$ HV, sugerindo uma condição bruta de fusão. Comparado com a literatura, muitas ligas comerciais da serie 2XXX com conteúdos de cobre quase semelhantes, apresentam uma melhor resistência mecânica com durezas superiores a 120 HV, quando tratadas termicamente seja por solubilização e/ou envelhecimento (Hatch, J.E., 1984). A liga Al-10%Cu na condição bruta de fusão também apresenta uma microdureza média em torno de $97,4 \pm 1,4$ HV, que também, é menor que muitas ligas tratadas termicamente com conteúdos menores de cobre. A liga Al-32%Cu apresenta uma microdureza média relativamente alta em torno de $181,3 \pm 1,5$ HV. Entretanto, a liga Al-52%Cu apresenta uma microdureza média bastante elevada em torno de $433,7 \pm 1,5$ HV. Os valores de dureza medidos no presente trabalho nas ligas Al-4,5%Cu e Al-10%Cu concordam muito bem com as medidas de dureza realizadas na literatura (Ares, A., 2013). Entretanto, a dureza da liga Al-32%Cu é menor quando comparado com a literatura que esta em torno de 220 HV (Ares, A., 2013). Já o valor de dureza medido para a liga Al-52%Cu concorda muito bem com dados da literatura (De Mol van Otterbo, J.L., 1995), que corresponde a valores de dureza da fase $Al_2Cu-\theta$. Experimentalmente se observa que o aumento de microdureza esta relacionado com o aumento do conteúdo de cobre no sistema Al-Cu, até a composição estudada. Segundo a literatura (Takeda, M., 1999), o aumento de dureza nas ligas do sistema Al-Cu, acima de 12% de Cu está relacionado ao aumento da fração de volume da fase $Al_2Cu-\theta$ acompanhado de aumento de fragilidade.

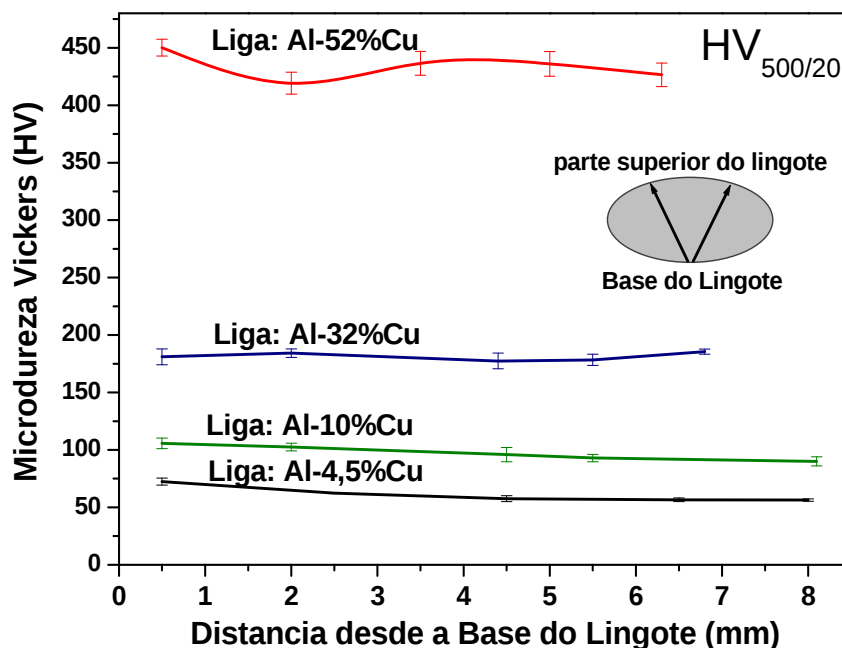


Figura 6. Microdureza Vickers para ligas como preparadas; Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu, e Al-52%Cu, realizadas com carga de 500 gf por um tempo de impressão de 20 s.

A Figura 7 mostra curvas de ensaios de compressão em temperatura ambiente de ligas obtidas em forno de fusão a arco voltaico no estado como fundido. Observa-se que as ligas Al-4,5%Cu e Al-10%Cu apresentam uma ductilidade bastante elevada, acima de 20%, bem como um aumento da tensão de escoamento com aumento da adição de cobre. Porém, observa-se que a liga de composição eutética Al-32%Cu apresenta uma ductilidade bastante baixa. Já a liga com maior conteúdo de cobre, Al-52%Cu, apresenta uma elevada fragilidade, na qual não possível identificar um limite de elasticidade. A não observação de deformação plástica nesta liga basicamente esta relacionada à elevada fração de volume da fase Al_2Cu , como indicado na literatura (Nafsin N.; Rashed H. M. M. A., 2013) essa fase apresenta elevada fragilidade. Na figura 8 se observa a forma de deformação e falha das ligas como fundidas. As ligas Al-4,5%Cu e Al-10%Cu apresentam deformação bastante elevada, sem apresentar trincas nas partes laterais do corpo de prova ensaiado, sugerindo que a deformação se realiza através de planos de escorregamento. Entretanto, a liga Al-32%Cu apresentou uma falha por cisalhamento, fraturando com uma propagação de trinca em ângulo bastante elevado, sem nenhuma

deformação plástica. Enquanto que a liga Al-52%Cu apresentou uma falha catastrófica sem nenhuma definição de fratura, o que pode estar relacionado com presença de trincas na fase Al_2Cu na amostra como fundida. Entretanto, a fragilidade observada nas duas ultima ligas esta relacionada ao aumento elevado da fração de volume da fase $Al_2Cu-\theta$. Segundo a literatura (Liu 1995) compostos intermetálicos exibem pobre resistência à fratura por clivagem, baixa mobilidade de discordâncias, limitado sistemas de escorregamento e fracos contornos de grãos relacionados. A isso, ainda pode ser somada as tensões residuais internas em ligas como fundidas ou como preparadas.

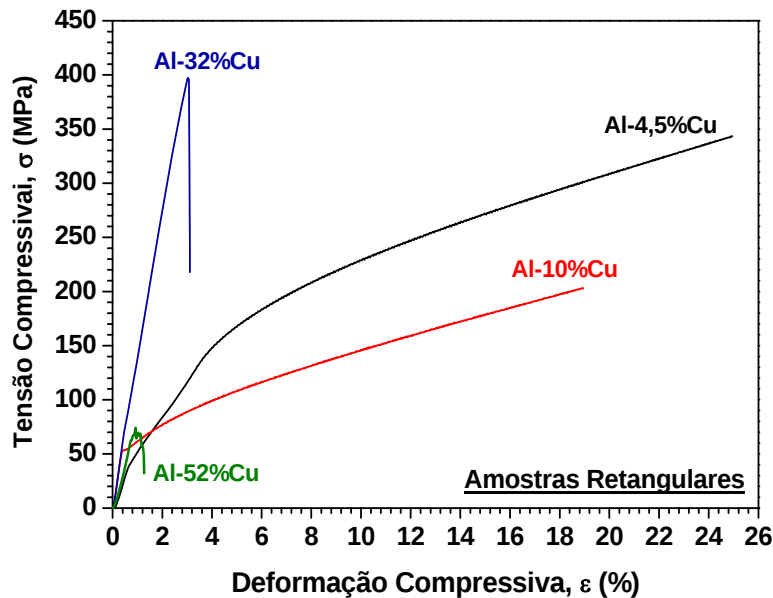


Figura 7. Curva tensão versus deformação compressiva de ligas do sistema Al-Cu na condição como fundida.

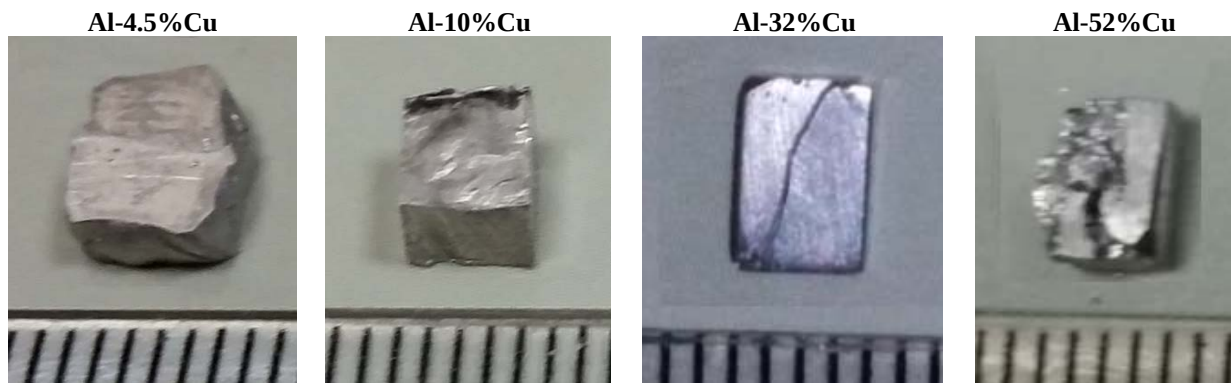


Figura 8. Aspecto macrográfico da fratura de ligas do sistema Al-Cu depois de submetidas a ensaios de compressão a frio de amostras como obtidas.

4. CONCLUSÕES

O presente trabalho envolveu a preparação de ligas do sistema Al-Cu nas composições Al-4,5%Cu, Al-10%Cu, Al-32%Cu e Al-52%Cu por fusão em forno e caracterizadas no estado como fundido, extraindo-se as seguintes conclusões:

i) As microestruturas das ligas estudadas foram variadas. As ligas Al-4,5%Cu e Al-10%Cu apresentaram uma solução sólida dendrítica da fase Al- α junto a uma estrutura eutética nas regiões interdendríticas. A liga Al-32%Cu apresentou uma estrutura totalmente eutética constituída por lamelas alternada de fase Al- α e lamelas da fase $Al_2Cu-\theta$. E a liga Al-52%Cu apresentou uma estrutura dendrítica da fase $Al_2Cu-\theta$, acompanhada de uma baixíssima fração de volume da estrutura eutética nas regiões interdendríticas. Os resultados de DRX estiveram em concordância com os resultados observados nas micrografias óticas e de microscopia eletrônica de varredura.

ii) As análises de calorimetria exploratória diferencial, DSC, durante o resfriamento desde o estado líquido, mostraram-se bastante concordantes com o modo de solidificação de cada liga estudada, assim como com as temperaturas de equilíbrio do diagrama de fases do sistema Al-Cu.

iii) Em relação às microdureza Vickers foi observado que aumentando o conteúdo de cobre em alumínio aumenta a microdureza, devido ao aumento da fração de volume da fase $Al_2Cu-\theta$. Também se observou um aumento no limite de escoamento compressivo até um conteúdo de 10% de cobre. Entretanto, para maiores conteúdos de cobre observa-se um aumento na fragilidade, tal como nas ligas Al-32%Cu e Al-52%Cu. O que esta relacionada também ao aumento da fração de volume da fase intermetálica $Al_2Cu-\theta$.

5. AGRADECIMENTOS

Os autores agradem à Central Experimental Multiusuário – Santo André, e ao Laboratório da Engenharia de Materiais – CECS da Universidade Federal do ABC, pelas facilidades prestadas no desenvolver do presente trabalho.

6. REFERÊNCIAS

- ABAL 2001, Associação Brasileira do Alumínio, “Guia técnico do alumínio: extrusão”, 2.ed. São Paulo: Abal, v.1, 232.
- Ares, A.; Rodriguez, M. C.; Mendez, M. C.; Schvezov, C.; Rosenberger, R. M., 2013, “ Microhardness, corrosion behaviour and microstructures of directionally solidified Al-Cu alloys”, *Ligth Metals – TMS*.
- Bresciani F. E., 1992, “Seleção de Metais Não Ferrosos”, Campinas: UNICAMP,. pp.161,1992.
- Cahn, J.W.; Kalonji, G., 1981, “Solid Phase Transformation”, Carnegir-Mellon University, Pittsburg – PA.
- Chang, K.M.; Bewlay, B.P.; Sutliff, J.A.; Jackson, M.R., 1992, “Cold-Crucible Directionally Solidification of Refractory Metal-Silicide Eutectics”, *Journal of Metals*,. p.59.
- Davis, J., 1993, “Aluminum and Aluminum Alloys”, ASM International, pp.20-33.
- De Mol van Otterbo, J. L.; Bagnoli, D.; De Hosson, J.Th.M., 1995, *Acta Metall. Mater.* v.43. p. 2649.
- El-Labban, H.; Mahmoud, E., 2015, “Modification of microstructures for hypoeutectic, eutectic and hypereutectic Al-Cu binary alloys”. *International Journal of Cast Metals Research*, pp 1-8.
- Girisha, H.N.; Sharma, K. V., 2002, “Effect of magnesium on strength and microstructure of Aluminium Copper Magnesium Alloys”, *International Journal of Scientific & Engineering Research*, pp.1-3.
- Hatch, J.E.,1984, “ALUMINUM – Properties and Physical Metallurgical”, ASM – Metals Park. Ohio, p. 424.
- JCPDS, 2001 – International Centre for Diffraction Data. Base de Dados PCDDF Win.
- Jones, H., 1969, *Material Science and Engineering*. v.5, pp.1-18.
- Kaneko, J., 1977, “Dendrite coarsening during solidification of hypo and hyper-eutectic Al-Cu alloys”, *Journal of Materials Science*, V.12, pp. 1392-1400.
- Kurz, W.; Fischer, D. J., 1992, “Fundamentals of Solidification”. 3.ed. Switzerland: TransTech Publications, p.305.
- Metals Handbook, 1973, “Properties and selection: non ferrous alloys and special – purpose materials”, ASM International, 10ed. Vol.2. Metals Park, OH.
- Nafsin N.; Rashed H. M. M. A., 2013, “Effects of Copper and Magnesium on Microstructure and Hardness of Al-Cu-Mg Alloys”, *International Journal of Engineering and Advanced Technology (IJEAT)*. 5ed. Vol.2, pp.533-536.
- Polmear, I., 1998, “Control of precipitation process and properties in aged aluminum alloys by trace elements addition”. *Intl. Conf. on Aluminum-Alloys*, ICAA6, Toyohashi, Japan, pp. 75-86.
- Takeda, M.; Maeda, Y.; Yoshida, A.; Yabuta, K.; Konuma, S.; Endo, T., 1999, *Scripta Mater.* v.4, p. 643.
- Verlinnden, B.; Froyen, L., 1999, “Aluminum Powder metallurgy”, in TALAT - lecture 1401, CD-ROM 2.0.
- Wild, J.; Froyen, L.; Rex, S., 2004, “Coupled two-phase $[\alpha(Al)+\theta(Al_2Cu)]$ planar growth and destabilisation along the univariant eutectic reaction in Al–Cu–Ag alloys”, *Scripta Materialia*, 51, 2, pp. 533–538.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores declaram que somos os únicos responsáveis pelo conteúdo do presente trabalho.

SYNTHESIS AND CHARACTERIZATION OF THE Al-Cu SYSTEM ALLOYS

Carlos Triveño Rios, carlos.triveno@ufabc.edu.br¹
 Maiara Dias Silveira, maiara.dias2010@gmail.com¹
 Miluska Triveño Huamannahui, milutrivi@gmail.com²

¹Engenharia de Materiais – CECS - Universidade Federal do ABC, Avenida dos Estados 5001 – Bairro Santa Terezinha, 09210-580, Santo André – SP, Brazil

²Ingeniería Metalúrgica – Universidad Nacional San Antonio Abad del Cusco, Avenida de la Cultura 733 – Cusco – Perú.

Abstract: Aluminum alloys are attractive materials for many commercial applications due to its low density and good corrosion resistance. The main objective of this study is to understand the metallurgy of formation and characterization of the Al-Cu system alloys. The alloys in compositions of Al-4.5Cu, Al-10Cu, Al-32Cu, and Al-52Cu (wt%) were prepared in an arc furnace in argon atmosphere. The alloys were analyzed by techniques of optical microscopy, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, scanning differential calorimetry and mechanical characterization. The results show different structures such as; α -Al dendritic solid solution, mixture of α -Al dendrite and θ -Al₂Cu phase, (α -Al + θ -Al₂Cu) lamellar eutectic structure, and dendrites of θ -Al₂Cu intermetallic phase. The peaks of X-rays diffraction correspond to the α -Al and θ -Al₂Cu phases. The phase transformations in the studied alloys correspond to the transformations observed in the equilibrium phase diagram of the Al-Cu system. The Vickers hardness increased with the increased of copper content in as-obtained alloys, being 63.5 ± 2.4 HV for Al-4.5Cu Alloy and 433.7 ± 2.5 HV for Al-52Cu alloy. However, in compression tests at room temperature was observed a plastic behavior for the Al-4.5%Cu and Al-10%Cu alloys, and only an elastic behaviour for the Al-32%Cu and Al-52%Cu alloys. Suggesting that an increased copper content promotes an increase of hardness accompanied by high brittleness.

Keywords: Al-Cu system, θ -Al₂Cu intermetallic phase, phase transformations, mechanical properties.