

ESTUDO DA DECOMPOSIÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO DO SISTEMA Al-Si-Cu

Costa, Maximiliano Adolfo Quirino; maxquirino@bol.com.br¹
Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti; ras@ufpe.br¹
Lima, Erivaldo Montarroyos Rodrigues; erimont@gmail.com¹
Yadava, Yogendra Prasad; yadava@ufpe.br¹
Santana, Arthur Galvão; arthur.galvao@gmail.com¹

¹Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), Rua Acadêmico Hélio Ramos S/Nº CEP 50740-530 Recife, PE – Brasil
Telefone: 81-21268231 / FAX 81 - 21268232

Resumo: A decomposição de soluções sólidas supersaturadas de ligas do sistema Al-Si-Cu foi estudada a partir de diferentes condições termodinâmicas. Duas composições foram selecionadas: Al-1,5%Si-1,0%Cu e Al-2,5%Si-1,0%Cu, com percentuais em peso. Depois de fundidas, as ligas, em forma de pequenos lingotes, foram homogeneizadas a $570^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$ durante 48 horas para eliminar os defeitos da solidificação. Em seguida foram solubilizadas a $575^{\circ}\text{C} \pm 3^{\circ}\text{C}$, durante uma hora e depois resfriadas bruscamente em água à temperatura ambiente. Para se avaliar os efeitos da deformação sobre a decomposição spinodal, algumas amostras ao sair do forno foram imediatamente laminadas antes do resfriamento final em água. Depois de solubilizadas as amostras foram envelhecidas a 120 e 150°C, em tempos de 5, 15, 30 e 60 minutos para estudo da decomposição. Os efeitos da separação de soluto foram avaliados inicialmente por microdureza e a microestrutura foi caracterizada por microscopia ótica, com interferômetro de luz polarizada. Os resultados de microdureza mostraram grandes variações de valores desta propriedade durante a decomposição, gerando o enriquecimento (endurecimento) e empobrecimento (amolecimento) de soluto de diferentes regiões do grão. Os resultados obtidos por microscopia ótica (MO) mostraram que a separação de soluto causa pequenos contrastes de cores na matriz, já nos primeiros instantes de tratamento, que podem ser associados à decomposição spinodal. Em tempos maiores, observa-se a formação de pequenos aglomerados de solutos, sem interface definida, que foram considerados como quase partículas, caracterizando uma etapa posterior à decomposição spinodal que antecede as transformações de fase por nucleação e crescimento. Estes efeitos são mais marcantes na liga Al-1,5%Si-1%Cu. Deste estudo, pode-se concluir que tanto a composição química das ligas quanto as sequências térmicas e termomecânicas empreendidas influenciam significativamente o modo de decomposição das ligas do sistema Al-Si-Cu, tornando possível o controle da dispersão do soluto e, conseqüentemente, do endurecimento, otimizando a tenacidade destes sistemas.

Palavras-chave: Solução Sólida Supersaturada, Decomposição Spinodal, Ligas do Sistema Al-Si-Cu

1. INTRODUÇÃO

Algumas ligas metálicas quando submetidas a certos regimes de temperatura, sofrem uma transformação de fase, sem aporte de energia (entalpia). Onde há difusão atômica com formação de regiões com baixa concentração de soluto (matriz) e outras com elevada concentração deste (produto). Ela é conhecida como decomposição spinodal. Esta modifica suas propriedades mecânicas, como é de se esperar sempre que há uma mudança microestrutural. E se particulariza por promover variações predominantes na entropia da liga, quando comparada às variações de volume e energia interna. A identificação e caracterização dessa transformação, bem como sua correlação com pelo menos uma das propriedades mecânicas de ligas de alumínio do sistema Al-Si-Cu, formam o escopo desse trabalho. E a relevância industrial dele consiste em aumentar a dureza sem comprometer a tenacidade à fratura dos metais. Isso seria possível a partir de um controle que essa transformação de fase permitiria ter sobre a formação de precipitados (dispersando-os ao máximo pela matriz), já que ela não só se antecipa a eles, mas cria regiões que serviriam de substrato para os mesmos.

Na vanguarda da abordagem teórica da decomposição spinodal, a partir do fim dos anos 50, destacam-se os trabalhos de M. Hilliard e J. Cahn (Verhoeven, 1975; Galenko, 2008), que ajudaram a consolidar a constatação dessa transição. Na literatura científica há poucos trabalhos experimentais que foram dedicados a esse tema. Em parte isso se explica pela dificuldade de se detectar essa mudança de fase. Visto que mudanças entrópicas requerem técnicas mais

sofisticadas para sua detecção que aquelas onde as mudanças predominantes ocorrem no volume e/ou energia interna das amostras.

Os procedimentos experimentais para o estudo desse fenômeno físico, consistiram em inicialmente preparar amostras das ligas supracitadas, para tratá-las termicamente. Uma parte foi utilizada na microscopia ótica, o que permitiu a visualização das modificações morfológicas produzidas na liga. Finalmente outro grupo de amostras, tratadas termicamente, foi submetido a um ensaio de microdureza, permitindo verificar os efeitos sobre a propriedade mecânica evidenciada nesse tipo de esforço.

2. TEORIA

2.1. Considerações Gerais

A decomposição spinodal é um tipo de transformação de fase que se particulariza por promover variações predominantes na entropia da liga, quando comparada às variações de volume e energia interna nesta. Já que o aumento de volume nas regiões enriquecidas com soluto é compensado pela perda de volume nas regiões empobrecidas deste. E como já foi mencionada, a decomposição spinodal ocorre sem aporte de energia (entalpia), o que implica na não modificação da sua energia interna.

Outra característica da decomposição spinodal é que ela ocorre muito rapidamente e em pequeníssimas frações (Ferreira, 2002). Frequentemente se tem observado que ela aumenta a dureza das ligas (Östberg, 2006; Shen, 2008). Para isso as regiões mais ricas agiriam como barreira para a propagação das discordâncias, a semelhança do que ocorre devido às partículas de um precipitado. Também se constata que essa transformação se antecipa a uma das etapas do processo de endurecimento por precipitação de ligas metálicas. Mais precisamente da primeira, quando se forma as conhecidas zonas de GP (Gunier-Preston zones) (Shen, 2008; Verhoeven, 1975). Que podem ser facilmente identificadas com as regiões ricas e pobres de soluto, tratadas nesse texto. Abordagens que exploram a relação da decomposição spinodal com as propriedades elétricas e magnéticas da matéria (Bishop, 2003; Sun, 2006) e com o contorno de grão (Ramanarayan, 2003; Ramanarayan, 2004; Razumov, 2007) também são objeto de pesquisa na literatura científica. A importância do estudo da decomposição spinodal é ainda revelada no fato dela influenciar transformações subseqüentes, como a de nucleação de novas fases (Moore, 2002).

2.2. Motivação Energética e Difusional

Numa liga metálica há regimes de composição que favorecem o fenômeno da decomposição spinodal, enquanto outros não. A compreensão disso é tratada nas linhas que seguem. Isso é conseguido ao explorar o caráter energético e difusional dessa transformação.

Considerando uma mesma estrutura cristalina para as fases alfa e beta de uma liga binária, pode-se representar a energia livre associada a elas numa mesma curva. Ver Fig. (1a.) Nessa configuração, seja tomada uma solução sólida monofásica (supersaturada). Ocorrendo uma transformação que produza uma nova configuração que se diferencie da original por possuir regiões de maior e menor concentração de soluto, obtidas por flutuações estatísticas. Sem mudança de estrutura cristalina. Teremos, então, a decomposição spinodal.

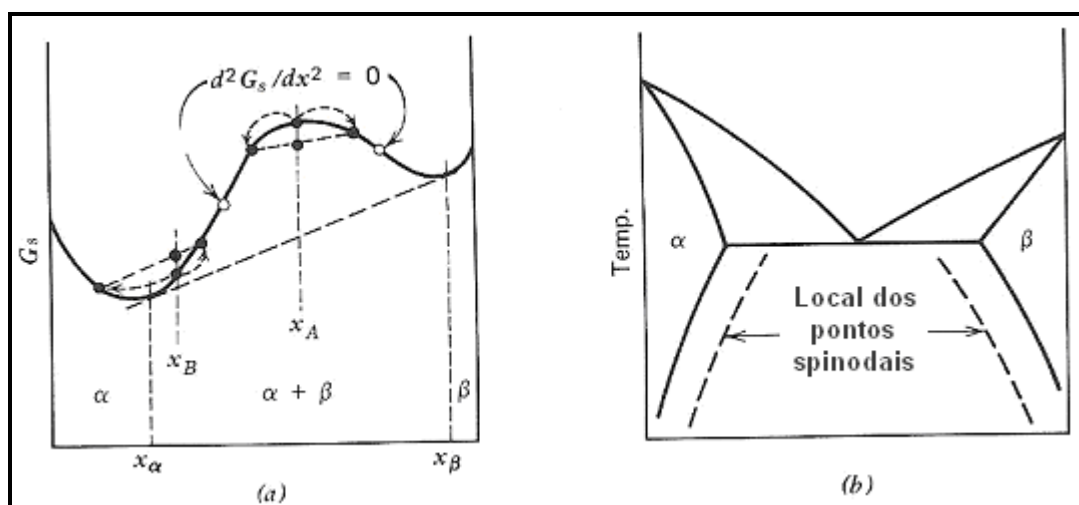


Figura 1- Localização dos pontos spinodais: (a) o diagrama composição-energia livre e (b) diagrama de fases (α e β têm a mesma estrutura cristalina) (Verhoeven, 1975).

Os dois pontos de inflexão da Fig. (1a), são chamados de pontos spinodais. Entre esses pontos a segunda derivada da energia livre da solução (G_s) é negativa (curva com concavidade para baixo), e no caso contrário ela é positiva

(concaidade para cima). No diagrama de fase, esses pontos podem ser identificados, para diferentes regimes de temperatura, com as linhas tracejadas da Fig. (1b). A região entre esses dois pontos no diagrama de energia livre é chamada de região spinodal. Considere uma solução monofásica inicial de composição x_A nessa região (Fig. (1a)). Se ela fosse decomposta em duas novas fases, com composições ligeiramente diferentes de x_A , como indicado na mesma figura, a energia livre do sistema seria abaixada. Se uma transformação semelhante ocorresse fora da região spinodal, a energia do sistema seria aumentada. É o caso ilustrado para a composição x_B . No entanto para ambas as composições iniciais, x_A e x_B , a energia do sistema é abaixada se as novas fases possuírem as composições X_α e X_β . Contudo isso pode não ser possível no que tange ao aspecto difusional.

Do ponto de vista difusional, a solução da equação do fluxo total para um dos componentes de uma liga binária, para o caso fora do equilíbrio termodinâmico, aplicada à equação da continuidade, estabelece algumas restrições quanto ao valor permitido para a segunda derivada da energia livre da solução (Verhoeven, 1975). Destacando-se a de que $G'' < 0$, ou seja, apenas as composições da solução sólida compreendida dentro da região spinodal, é que estariam aptas a experimentar tal transição de fase. Também dessa discussão difusional é possível associar um comprimento de onda a distribuição de regiões ricas e pobres em soluto. Para algumas ligas de Al-Zn e Al-Ag o comprimento de onda é encontrado ser da ordem de alguns nanômetros, 5 nm e 10 nm (Verhoeven, 1975), respectivamente. Não fugindo a essa escala também em casos de outras ligas (Trong, 2007; Ösberg, 2006, Zhao, 2003)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais para estudo foram as ligas de alumínio do sistema Al-Si com adição de Cu elaboradas por fusão convencional. Foram selecionadas duas composições: a primeira Al-1,5%Si-1%Cu (composição em peso) por possibilitar uma solubilização completa no domínio alfa e a segunda Al-2,5%Si-1%Cu (composição em peso), por possibilitar apenas uma solubilização parcial no domínio alfa + eutético. Tendo em vista que o percentual 1,65% de Si (aproximadamente), é indicado como a maior solubilidade deste na fase alfa de Al, a julgar do que se observa no diagrama de fase para o sistema Al-Si. Tanto o Si como o Cu podem fazer o papel do soluto na decomposição spinodal, ocupando posições substitucionais na estrutura do Al, especialmente nas chamadas regiões ricas.

3.1 Fundição

Para as duas composições elaboradas, o alumínio, o cobre, o silício, na condição de materiais comercialmente puros, foram colocados num cadinho de grafita para fusão num forno a gás (GLP). O alumínio foi usado na forma de blocos e limalhas, o silício em pó e o cobre também em limalhas. Considerando-se a condição para melhor dissolução dos constituintes Si e Cu no alumínio fundido, a carga foi preparada da seguinte forma: Al (ao fundo) sobreposto de uma camada de Si e Cu, com uma camada superior de Al (cobertura). O conjunto foi levado para um forno a gás, e aquecido durante 25 minutos até 800°C; temperatura suficiente para fundir o Al e dissolver completamente o silício ($T_f = 1410^\circ\text{C}$) e o cobre ($T_f = 1083^\circ\text{C}$). Depois de completamente dissolvida a liga foi vazada numa lingoteira metálica e resfriada lentamente, ao ar livre, até a temperatura ambiente. Como produto da fundição, foram obtidos lingotes de 180 mm de comprimento com seção retangular de 25 mm (altura) por 30 mm (largura).

3.2 Tratamentos Térmicos e DSC

O material de ambas as ligas, depois de fundido, foi homogeneizado a $570^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$ durante 48 horas. Em seguida os lingotes foram resfriados, ao serem mergulhados em água à temperatura ambiente. Depois de homogeneizados, os lingotes foram seccionados em tamanhos menores, de 8 X 25 X 30 mm, para produzir corpos de prova.

Para se produzir uma solução sólida supersaturada, os corpos de prova, de ambas as ligas, foram solubilizados a $575^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$, durante uma hora e depois resfriados bruscamente em água à temperatura ambiente. Para se avaliar os efeitos da deformação sobre a decomposição spinodal, algumas amostras ao sair do forno foram imediatamente laminadas antes do resfriamento final em água. A laminação foi realizada num laminador do tipo ourives, a uma taxa de deformação de $1,8 \text{ s}^{-1}$, produzindo uma deformação de 20% da espessura da amostra em um único passe. Estes corpos de prova solubilizados, laminados e não laminados, foram divididos em partes ainda menores. Formando 8 grupos de quatro pequenas amostras. Quatro deles para serem envelhecidos a uma temperatura de 120°C e os outros quatro a 150°C. Para cada uma dessas temperaturas os grupos de amostras (em número de 4) se subdividiram em dois grupos de amostras laminadas e dois de não laminadas. O motivo para que cada grupo fosse formado com quatro amostras foi para que as amostras fossem envelhecidas em tempos distintos. Foram estes intervalos de 5, 15, 30 e 60 minutos. O envelhecimento foi realizado num forno mufla multiprocessado, equipado com termopares do tipo cromel-alumel e precisão de $\pm 3^\circ\text{C}$. E o resfriamento das amostras envelhecidas foi realizado em água a temperatura ambiente. É nessa etapa que se espera que ocorra a decomposição spinodal.

Para escolher as temperaturas de estudo da decomposição spinodal, fez-se uso de uma técnica calorimétrica do tipo DSC (Diferencial Scanning Calorimeter). Baseando-se nos acidentes sobre as curvas destas análises, as temperaturas de 120 e 150°C foram selecionadas uma vez que elas estão abaixo dos domínios de temperatura em que ocorrem as transformações de fase por nucleação e crescimento. Para estas análises, foram usadas limalhas das ligas a partir da condição de homogeneizada. As limalhas foram previamente desengraxadas em álcool anidro (etanol) e depois secas

em estufas a 40°C. A taxa de aquecimento utilizada foi de 10 °C/min. A técnica DSC também foi útil para a escolha da temperatura de solubilização.

3.3 Procedimentos Metalográficos

Depois de realizados os ciclos térmicos, todas as 32 amostras foram submetidas aos procedimentos metalográficos convencionais com corte, embutimento a frio em resina acrílica, lixamento em papéis (220, 400, 600 e 1000 ABNT) e polimento com pasta diamantada de 1 µm. As operações de lixamento e polimento foram feitos em politriz rotativa.

Finalmente, as amostras foram atacadas com uma solução (reagente) a base de H₂SO₄, HCl e água para revelar as microestruturas. Estas foram observadas mediante microscopia ótica.

3.4 Ensaio de Microdureza

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados para se avaliar, preliminarmente, os efeitos da separação de soluto durante a decomposição spinodal. Nestes ensaios, foi utilizado um microdurômetro digital capaz de realizar leituras automáticas das médias das diagonais. Aplicando-se uma carga de 300 g, as identações foram produzidas num tempo de 20 segundos. O número de leituras de dureza por amostra para se extrair um valor médio foi em torno de 4.

3.5 Caracterização Microestrutural

Todas as 32 amostras, tratadas termicamente e devidamente preparadas com técnicas metalográficas, foram caracterizadas por microscopia ótica (MO). O modelo de microscópio foi um com interferômetro de luz polarizada.

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

4.1 DSC

A curva DSC normalizada obtida da amostra da liga Al-2,5%Si-1%Cu está representada na Fig. (2). Nesta figura é possível se verificar que ela começa a se modificar endotermicamente a partir dos 210°C. A partir desta temperatura a amostra começa a absorver calor, indicando que passa por um processo de transformação por nucleação e crescimento. Um pequeno pico endotérmico a 534°C, caracterizando uma precipitação em pequena quantidade, é seguido do grande pico 574°C relativo à solubilização da liga. Resultados semelhantes foram obtidos para a liga Al-1,5%Si-1,0%Cu cujos acidentes sobre a curva DSC praticamente acontecem nas mesmas temperaturas da liga anterior.

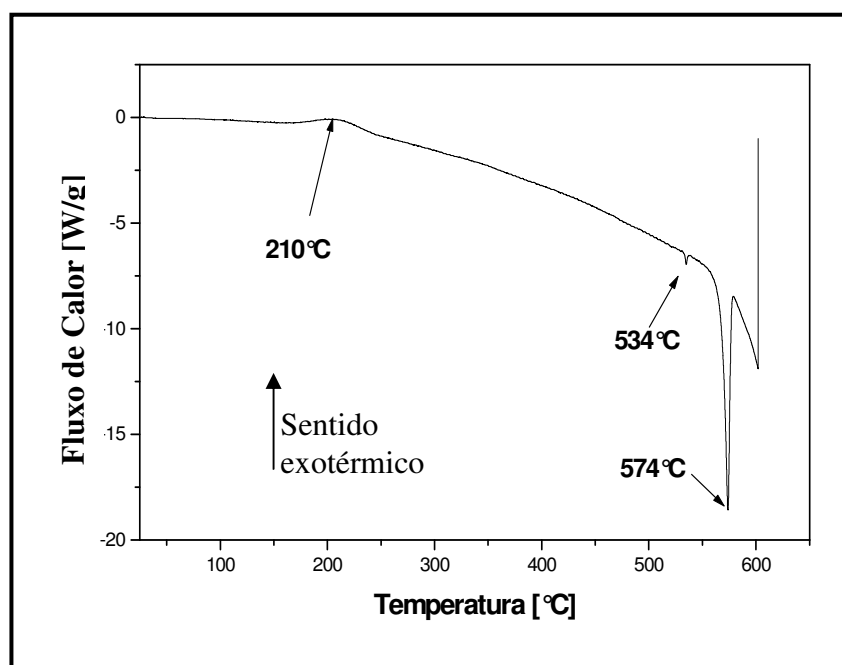


Figura 2- DSC referente à liga Al-2,5%Si-1,0%Cu.

4.2. Evolução Microestrutural.

4.2.1 Liga Al-1,5%Si-1,0%Cu

A evolução microestrutural das ligas do sistema AlSiCu foram analisadas por microscopia ótica com a técnica de luz polarizada. Para estas análises, tratamentos térmicos foram realizados a 120 e 150°C, em tempos que variaram de 5, 15, 30 e 60 minutos. A microestrutura da liga Al-1,5%Si-1,0%Cu tratada a 120°C por 5 minutos (Fig. (3)) mostra regiões com pequenos contrastes de cores (enegrecidas) que, baseado nesta técnica de observação, indica uma variação de composição química associada à separação de soluto. Fundamentando-se nos aspectos morfológicos da microestrutura, pode-se admitir que estas heterogeneidades de cores são produzidas por decomposição spinodal. É evidente que ensaios em microscopia eletrônica de transmissão são necessários para confirmação deste resultado.

À medida que o tempo de tratamento a 120°C vai aumentando (Fig. (4)), as heterogeneidades de cores vão diminuindo e simultaneamente são observados pontos em altos relevos (na região circulado) como se fossem partículas de segunda fase com dureza maior que a matriz supersaturada. Estes efeitos se intensificam para a liga com 1,5% de Si tratada a 150°C. Para o tempo de 5 minutos (Fig. (5)) os contrastes de cores, menos intensos, são acompanhados de pontos de alto relevo (alguns dos maiores estão circulos), como se fossem partículas de segunda fase, ou quase isso. Esta condição de tratamento, em sua fase inicial, parece indicar a transição entre a decomposição spinodal e a transformação por nucleação e crescimento.

Quanto mais o tempo de tratamento aumenta, os efeitos da separação de soluto se tornam mais relevantes. A 60 minutos de tratamento, estas partículas (ou quase partículas) puderam ser observadas em maior densidade em grande parte do corpo de prova.

Shen *et al* (2008) estudando o envelhecimento da liga AA 7055 explicaram como a decomposição spinodal pode acontecer simultaneamente com a nucleação e crescimento. Segundo estes autores, nos primeiros estágios de um envelhecimento, a separação de soluto (formação das zonas de Guinier e Preston) pode conduzir a aglomerados ricos de soluto em detrimento do empobrecimento das regiões vizinhas. Estes aglomerados ricos em soluto tendem a formar o que estamos chamando de quase partículas por não ter uma superfície (interface) de contorno definida. A partir destas quase partículas serão nucleadas as primeiras partículas de segunda fase.

Os efeitos da deformação plástica sobre a decomposição de soluções sólidas supersaturadas de ligas do sistema AlSiCu também foram avaliados por microscopia ótica com interferômetro de luz polarizada. Depois de solubilizadas, as ligas foram deformadas 20% e, em seguida, foram tratadas a 120 e 150°C, em tempos que variaram de 5, 15, 30 e 60 minutos. A microestrutura da liga Al-1,5Si-1,0Cu tratada a 120°C por 5 minutos, já mostra indícios de transformação de fase por nucleação e crescimento. Nesta escala de observação, vê-se no interior dos grãos a presença de quase partículas num estágio mais avançado que se destacam em alto relevo, provavelmente partículas de segunda fase em formação.



Figura 3- Microestrutura da liga Al-1,5%Si-1,0%Cu tratada a 120°C por 5 minutos



Figura 4- Microestrutura da liga Al-1,5%Si-1,0% Cu tratada a 120°C por 60 minutos



Figura 5- Microestrutura da liga Al-1,5%Si-1,0% Cu tratada a 150°C por 5 minutos

À medida que o tempo de tratamento aumenta as partículas de segunda fase vão se definindo melhor. Na liga tratada a 120°C por 15 minutos (deformada), as partículas de segunda fase (em alto relevo) apresentam-se maiores e com maior quantidade que no tempo anterior. Resultados semelhantes foram obtidos para os tempos de 30 e 60 minutos.

Para a temperatura de 150°C (amostras deformadas), na qual os efeitos difusionais são mais intensos, o papel dos contornos torna-se mais relevante. Estas regiões de grande densidade de defeitos incrementados pela deformação (alta energia) tornam-se atradoras de soluto e passam a ser as regiões preferenciais para nucleação de segundas fases, conforme pode ser observado por MO. Nestes casos poucas são as partículas de segunda fase (em alto relevo) observadas no interior dos grãos, contrariamente ao que se observa nos contornos.

Estes resultados, quando comparados aos resultados da liga sem deformação, mostram que a cinética de transformação é completamente acelerada. A decomposição spinodal, que antecede as transformações de fase por nucleação e crescimento, provavelmente aconteceu em tempos inferiores a 5 minutos ou ainda durante aquecimento, a exemplo daquilo que acontece em ligas de titânio (Ferreira, 1994).

Yermakov (1995) e Gomostyrev *et al* (2004) mostraram em trabalhos diferentes que a deformação plástica pode modificar significativamente a energia livre de um sistema (fatores termodinâmicos), conduzindo à instabilidade das transformações, e por consequência alterando sua cinética. Considerando-se estes aspectos, os contornos de grãos das ligas deformadas ganham um papel relevante durante a transformação. Razumov *et al* (2007) ressaltaram a importância do contorno de grão na cinética da decomposição, interferindo, por consequência, na formação da microestrutura resultante.

4.2.2 Liga Al-2,5%Si-1,0%Cu

A liga Al-2,5%Si-1,0%Cu, por ser uma liga eutética, apresenta características de decomposição diferentes da liga anterior. O tratamento de solubilização ocorre no domínio bifásico, onde apenas o teor da estrutura eutética é reduzido. Assim sendo, após o resfriamento brusco, parte da microestrutura apresenta contornos enriquecidos da estrutura eutética. Nesta condição, a liga apresenta grãos da solução sólida com um nível de saturação inferior ao caso anterior; fato este que dificulta a observação de traços na morfologia que caracterizem a decomposição spinodal.

As microestruturas da liga Al-2,5%Si-1,0%Cu tratadas a 120°C durante 15 minutos, revelaram que os efeitos da deformação são bem menores que na liga anterior. Do ponto de vista cinético, praticamente não há diferenças no modo de decomposição. Pouco ou quase nada das quase partículas são observadas na parte relativa à solução sólida no interior dos grãos em ambos os casos. A estrutura eutética (em baixo relevo) formada majoritariamente nos contornos de grãos, absorve grande parte dos esforços de deformação, impedindo a fissuração intergranular muito comum na liga anterior. A estrutura eutética, por ser mais dúctil (mole) que a matriz supersaturada, desgasta-se mais durante polimento (preparação metalográfica) na liga não deformada.

Os tratamentos térmicos realizados com a liga Al-2,5%Si-1,0%Cu durante 15 minutos a 150°C com as condições de não deformada e deformada mostram uma pequena diferença em relação aos tratamentos feitos a 120°C com o mesmo tempo.

Observa-se nas partes interiores dos grãos, em ambas as microestruturas a presença de partículas de segunda fase. Na liga deformada, além das partículas de segunda fase (setas curtas), observa-se ainda no interior dos grãos a presença da estrutura eutética (setas longas) em baixas frações volumétricas.

4.3 Microdureza

Os resultados da microdureza obtidos junto à liga de Al-1,5%Si-1%Cu estão agrupados na Fig. (6). E nela se percebe, em geral, uma maior dureza das amostras que foram tratadas a temperatura de 150°C em relação àquelas tratadas a 120°C. Isso pode ser explicado pelo fato de que a 150°C a difusão atômica é maior. Por conseguinte a intensidade de separação de soluto também. Outro fato relevante a ser observado é a amplitude da barra de erro, que se mostra bem significativa, especialmente para as amostras que levaram mais tempo no tratamento térmico. A justificativa que pode ser adotada para tanto está associada a heterogeneidade química devido a separação de soluto, tanto mais intensa quanto mais tempo se passa. Efeitos semelhantes de endurecimento observados durante os primeiros instantes de um envelhecimento em ligas de cobre foram estudados por Zhao *et al* (2003).

A dispersão nos valores de microdureza observada durante tratamentos térmicos foi justificada por Shen *et al* (2008). Segundo estes autores, o campo interno de tensões criado como consequência da decomposição spinodal (separação de soluto) gera uma variação nos parâmetros cristalinos entre as regiões. Nas regiões ricas, o módulo de elasticidade é incrementado assim como o campo de tensões. Este campo interno de tensões atua como barreira à mobilidade de discordâncias, constituindo-se o principal mecanismo de endurecimento. Em nosso trabalho, as regiões ricas em soluto, por serem mais duras, aparecem sempre em alto relevo.

A Fig. (7) agrupa os valores de microdureza para as amostras da liga Al-2,5%Si-1%Cu. Observa-se que as durezas das amostras tratadas a 120 e 150°C não diferem tão substancialmente quanto para a liga com 1,5%Si. Além disso, a tendência da dispersão das medidas diminui com o tempo; em oposição ao comportamento da liga com 1,5%. A explicação encontrada para tais observações é a de que na liga com 2,5% de Si a existência da estrutura eutética reduz a região propensa aos efeitos da decomposição spinodal. Além disso como aumentam ao longo do tempo, essa redução é ainda mais acentuada, o que diminui a dispersão dos valores de dureza.

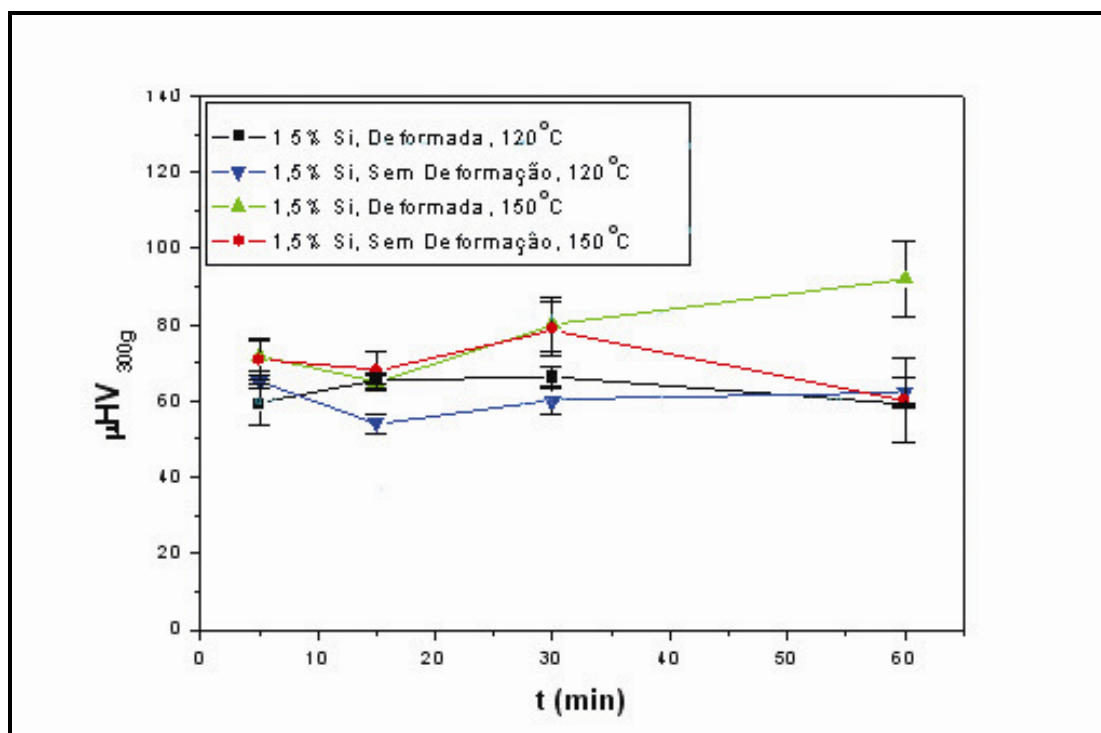


Figura 6- Microdureza Vickers da liga Al-1,5%Si-1%Cu.

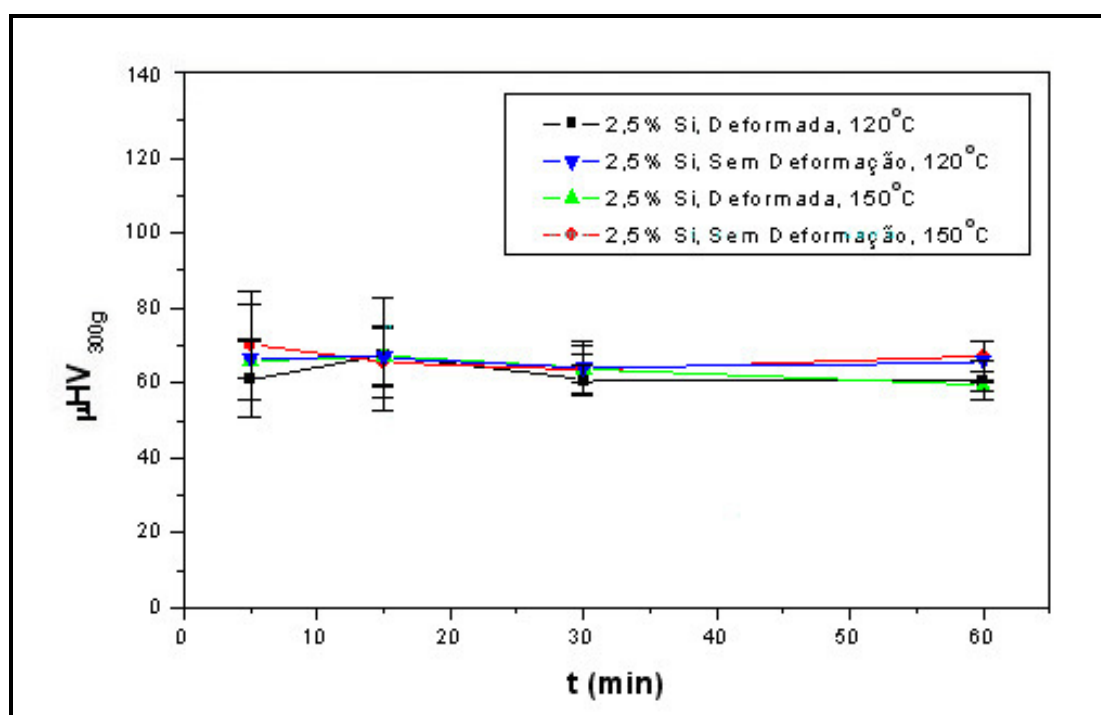


Figura 7- Microdureza Vickers da liga Al-2,5%Si-1%Cu.

5. CONCLUSÃO

Como nenhuma transição de fase que promova mudança na energia interna das ligas foi detectada abaixo de 200°C por DSC, nem houve variação volumétrica relevante nas amostras, a transição de fase detectada modificou o termo entrópico da energia livre do sistema.

A transição detectada ocorre em tempos muito curtos, a julgar pela rápida formação das quase partículas.

A amplitude da barra de erro dos ensaios de microdureza pode ser explicada pela heterogeneidade química promovida pela transição detectada.

As quase partículas reveladas nas diferentes microestruturas podem ser associadas à decomposição spinodal. Pois são regiões mais duras que sua vizinhança. Além disso, não possuem um contorno bem definido. Mostrando-se coerente com sua vizinhança. Ou seja, não sinaliza mudança significativa na estrutura cristalina.

A transição de fase detectada se antecipa a transformação por nucleação e crescimento.

O contraste de cores revelado na imagem de MO (amostra com 1,5% de Si, envelhecida por 5 minutos e não deformada) sugere que a decomposição spinodal como causa.

A solução sólida supersaturada produzida na liga com 2,5% de Si, mostrou-se pouco propensa à transformação de fase aqui detectada.

Diante das conclusões anteriores é razoável associar a transformação detectada a decomposição spinodal.

O aumento de temperatura, a deformação e composição das ligas se mostraram todos, fatores relevantes ao influenciar a cinética da decomposição.

6. AGRADECIMENTOS

Registra-se aqui um agradecimento a CAPES, por ter viabilizado este trabalho mediante bolsa de estudo.

7. REFERÊNCIAS

- Bishop, C. M.; García, R. E.; Carter, W. C., 2003, "Effect of charge separation on the stability of large wavelength fluctuations during spinodal decomposition"; *Acta Materialia*, v. 51, pp. 1517-1524;
- Ferreira, R. A. S.; Gautier, E., 1994, "Alfa Phase Morphology and associated phase transformation sequences during thermal treatments of beta and alpha/beta titanium alloys"; *Revue de Métallurgie*, França, v. 1, n. 1, pp. 93-100;
- Ferreira, R. A. S., 2002, "Transformação de fase: Aspectos cinéticos e morfológicos", Recife: Editora Universitária (UFPE), pp. 43,47;
- Galenko, P.; Lebedev, V., 2008, "Non-equilibrium effects in spinodal decomposition of a binary system", *Physics Letters A*, v. 372, pp 985-989;
- Gornostyrev, A.Y.; Razumov, I.K.; Yermakov, A.Y., 2004, "Finite size effect in spinodal decomposition of nanograined materials"; *J. Mater. Sci.*, v. 39, pp. 5003-5009;
- Moore, K. T.; Jonhson, W. C.; Howe, J. M.; Aaronson, H. I.; Veblen, D. R., 2002, "On the interaction between Ag-depleted zones surrounding γ plates and spinodal decomposition in an Al-22 at.% Ag alloy"; *Acta Materialia*, v. 50, pp. 943-956;
- Östberg, G.; Jansson, B.; Andrén, H., 2006, "On spinodal decomposition in the Co-W system"; *Scripta Materialia*, v. 54, pp 595-598;
- Rananarayan, H.; Abinandanan, T. A., 2004, "Grain boundary effects on spinodal decomposition II. Discontinuous Microstructures"; *Acta Materialia*, v. 52, pp. 921-930;
- Rananarayan, H.; Abinandanan, T. A., 2003, "Phase field study of grain boundary effects on spinodal decomposition"; *Acta Materialia*, v. 51, pp. 4761-4772;
- Rananarayan, H.; Abinandanan, T. A., 2003, "Spinodal decomposition in polycrystalline alloys"; *Physica A*, v. 318, pp. 213-219;
- Razumov, I. K.; Gornostyrev, YU. N.; Yermakov, A. YE., 2007, "Kinetics of spinodal decomposition in driven nanocrystalline alloys"; *Journal of Alloys and Compounds*; 434-435 , pp. 535-539;
- Shen, K., Yin, Z. M., Wang, T., 2008, "On spinodal decomposition in ageing 7055 aluminum alloys"; *Materials Science and Engineering A*, v. 477, pp. 395-398;
- Sun, X. Y.; Xu C. Y.; Zhen, L.; Lu, L.X.; Qin, L.-C, 2006, "Spinodal decomposition in Fe-25Cr-12Co-1Si alloy under a 100 kOe magnetic field"; *Journal of Magnetism and Magnetic Mateials*, v. 306, pp. 69-72;
- Trong, H. L.; Barnabé, A.; Presmanes, L.; Tailhades, P., 2007, "Phase decomposition study in $\text{Co}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$ iron cobaltites: Synthesis and structural characterization of the spinodal transformation"; *Solid State Sciences*, pp 1-7;
- Verhoeven, J. D., 1975, "Fundamentals of physical metallurgy", John Wiley & Sons. pp. 366-370, 391-392, 395-396;
- Yermakov, A.Y., 1995, "Mechanically Decomposed Composites"; *Mater. Sci. Forum*, vv. 179-181, pp. 455-462;
- Zhao, D.; Dong, Q. M.; Liu, P.; Kang, J. L.; Huang, J. L.; Jin, Z. H.; 2003, "Aging behavior of Cu-Ni-Si alloy"; *Materials Science and Engineering A*, v. 361, pp. 93-99.

8. DIREITOS AUTORAIS

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

THE DECOMPOSITION STUDY OF ALUMINUM ALLOYS FROM Al-Si-Cu SYSTEM

Costa, Maximiliano Adolfo Quirino; maxquirino@bol.com.br¹
Ferreira, Ricardo Artur Sanguinetti; ras@ufpe.br¹
Lima, Erivaldo Montarroyos Rodrigues; erimont@gmail.com¹
Yadava, Yogendra Prasad; yadava@ufpe.br¹
Santana, Arthur Galvão; arthur.galvao@gmail.com¹

¹Universidade Federal de Pernambuco (UFPE), Rua Acadêmico Hélio Ramos S/Nº CEP 50740-530 Recife, PE – Brasil
Telefone: 81-21268231 / FAX 81 - 21268232

Abstract. *The spinodal decomposition of aluminum alloys from Al-Si-Cu system was studied for different thermodynamics conditions. Two compositions were selected: Al-1,5wt%Si-1,0wt%Cu e Al-2,5wt%Si-1,0wt%Cu. These alloys were elaborated by conventional fusion. After fusion, the alloys, with the shape of small ingots, were homogenized at 570°C ± 3°C for 48 hours. After homogenized, the ingots were cut in small sizes, with 8x25x30mm, to produce samples for posterior treatments. Then the alloys were solubilized at 575°C ± 3°C, by one hour, and after that water quenched to room temperature. Due to each composition characteristics, the Al-1,5wt%Si alloy was completely solubilized in the alpha phase, but the Al-2,5wt%Si alloy was partially solubilized in alpha + eutectic phases. To evaluate effects of deformation on spinodal decomposition, some samples when leaving the oven were laminated immediately before the final water quenched. The rolling was carried out to a strain rate of 1,8 s⁻¹, producing a deformation of 20% in the sample's thickness. After the solubilization the samples were aged at 120 and 150°C, in times of 5, 15, 30 and 60 minutes to study the decomposition. The effects of separation of solute were initially evaluated by microhardness and the microstructure was characterized by optical microscopy (OM). The results of microhardness showed large variations in values of this property that can be associated with decomposition, generating the enrichment and impoverishment of solute of different regions of the grain. The results obtained by OM showed that the solute separation (spinodal decomposition) causes small contrasting colors on matrix, already in the first treatment instants. In larger times of treatment the formation of small clusters of solutes that were treated as quasi particles, marking a later stage to spinodal decomposition that to bring the phase transformations by nucleation and growing forward. These effects are more strong to the Al-1,5wt%Si alloy. This work allow conclude that as the chemistry composition of the alloy as the thermal and thermomechanics sequences used influence the form that occur the decomposition of alloys of Al-Si-Cu systems.*

Keywords: *Spinodal Decomposition; Supersaturated Solid Solution; Alloys of the system Al-Si-Cu*

RESPONSIBILITY NOTICE

The authors are the only responsible for the printed material included in this paper.