

AVALIAÇÃO DA PRESENÇA DE SOLUTO EM FOLHAS DE ALUMÍNIO

Leandro de Almeida¹
Gustavo Tressia²

Resumo

Folhas de alumínio com espessura inferior a 200 μm são utilizadas em inúmeras aplicações, como na fabricação de diferentes produtos, embalagens descartáveis, aletas de radiadores e blisters que necessitam de boa resistência a corrosão aliada a resistência mecânica. O ferro presente nas ligas de alumínio da série 1xxx e 8xxx, forma nas ligas duas principais fases secundárias Al_3Fe e $\alpha\text{-AlFeSi}$ (dispersóides), alterando a cinética de recristalização, obtendo-se assim excelentes limites de resistência e alongamentos pós recozimento. O silício em conjunto com o ferro forma variações de fases como $\Theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ (monoclínica), Al_6Fe (ortorrômbica), $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ e Al_3Fe , sendo controladas na solidificação possibilitando obter excelentes resultados de propriedades mecânicas. O manganês presente nas ligas da série 3xxx forma duas principais fases $\text{Al}_6(\text{Mn,Fe})$ e $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe,Mn})_2\text{Si}$, porém, na existência do silício se transforma parcialmente em $\text{Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}$, sendo muitas propriedades fortemente dependentes do tipo e forma dessas partículas, sendo assim, a obtenção da microestrutura deve ser controlada na solidificação e processos seguintes.

Palavras-chave: Folhas de alumínio; Ferro; Silício; Manganês.

EVALUATION OF THE PRESENCE OF SOLUTE IN ALUMINIUM FOIL

Abstract

Aluminum foils with a thickness of less than 200 μm are used in numerous applications, such as the manufacture of different products, disposable packaging, radiator fins and blisters. These applications require both good corrosion resistance and mechanical strength. Iron present in 1xxx and 8xxx aluminium alloys forms two main secondary phases: Al_3Fe and $\alpha\text{-AlFeSi}$, the last one as dispersoids, altering the kinetics of recrystallization and therefore giving rise to excellent strength and elongations after annealing. Silicon and iron form phases such as $\Theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ (monoclinic), Al_6Fe (orthorhombic), $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ and Al_3Fe , which are controlled during solidification to improve mechanical properties. Manganese present in 3xxx alloys may form two main phases $\text{Al}_6(\text{Mn, Fe})$ and $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_2\text{Si}$, but $\text{Al}_{12}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}$ may also be present when silicon is added so many properties are strongly dependent on both type and particles shapes, Thus, microstructure must be well controlled in the solidification and subsequent processes.

Keywords: Aluminium foil; Iron; Silicon; Manganese.

1 INTRODUÇÃO

As folhas de alumínio possuem em geral espessura variando de 200 a 6 μm . As principais aplicações são em isolamentos térmicos, aletas de radiador, bobinas elétricas, capacitares, transformadores, blindagem de cabos elétricos, containers (marmitex), selos de embalagens, folhas de uso doméstico, latas e tampas de bebidas e blisters. Sua excelente condutividade elétrica, baixa densidade, capacidade de reciclagem, resistência aos efeitos ambientais (corrosão),

impermeabilidade ao oxigênio e umidade em função da camada superficial de Al_2O_3 formada naturalmente em contato com o oxigênio da atmosfera proporcionando a sua utilização em inúmeras aplicações [1].

Kerth et al. [2] descrevem que as primeiras folhas de alumínio, surgiram no final da década de 1890, porém, esse tipo de folha produzida através do martelamento (“hammering”), não podia competir com a folha de estanho

¹Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo – USP, São Paulo, SP, Brasil. E-mail: lealmeida06@bol.com.br

²Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de São Paulo - USP, São Paulo, SP, Brasil.



(Staniol), a qual estava sendo produzida em escala industrial e que era usada em embalagens, desde então o processo de fabricação de folhas vem sendo aprimorado dia após dia e passando por inúmeras evoluções até os dias de hoje.

O crescimento do consumo de folhas, principalmente nos Estados Unidos, teve grande evolução nos anos de 1971 e 1972, 15% do total da produção de alumínio nos EUA são referentes à produção de folhas; no Reino Unido, o montante foi de 9%, na França 10% e na Alemanha de 12% [2].

As principais ligas utilizadas na fabricação de folhas são pertencentes à série 1xxx, 3xxx e 8xxx. Conhecidas como ligas não tratáveis termicamente, ou seja, não é possível obter aumento de resistência mecânica através da precipitação de partículas de segunda fase obtidas por tratamento térmico. Porém, o ferro e silício, os principais solutos contidos nas ligas das séries 1xxx e 8xxx e o manganês, principal soluto contido nas ligas da série 3xxx. Auxiliam no aumento da resistência mecânica por meio da formação de partículas de segunda fase e dispersóides durante os processos de solidificação discutidos posteriormente.

A associação brasileira de normas técnicas ABNT [3] possui a norma NBR 8310, identificada como Alumínio e suas ligas – folhas – requisitos, apresentando as principais características necessárias para o fornecimento de folhas de alumínio. A ASTM [4] também possui uma norma que demonstra os requisitos para o fornecimento das folhas, sendo a ASTM B479 - Standard Specification for Annealed Aluminum and Aluminum – Alloy Foil for Flexible Barrier, Food Contact, and Other Applications.

A tecnologia utilizada na fabricação das folhas pode ser dividida em duas rotas iniciais distintas, sendo uma conhecida como processo de lingotamento semicontínuo (Direct Chill Casting (DC)) e o processo de lingotamento contínuo (Twins-Roll Casting (TRC)).

No processo lingotamento semicontínuo (DC) efetua-se a fusão da placa, aquecimento, laminação a quente, laminação a frio e recozimentos intermediários necessários, já no processo contínuo (TRC), o metal é vazado em um molde com espessura próxima a do material laminado a quente, sendo seguido apenas dos processos de laminação a frio e recozimentos intermediários, apresentando, portanto, um custo de fabricação inferior quando comparado ao semicontínuo.

Kerth et al. [2] demonstra em sua publicação três tipos de processos, o de fundição semicontínua (DC) e dois tipos de fundição contínua (TRC), sendo o primeiro, tipo A que funde uma chapa com espessura de 20 a 25 mm, seguida da laminação a quente até espessura variado de

5 a 8 mm e o outro processo, tipo B, que funde a chapa já na espessura de 5 a 8 mm, efetuando o comparativo entre os três processos, podendo ser visto na Tabela 1.

Sanders [5] descreve que o processo de fundição contínua (TRC) foi criado por Bessemer em meados de 1850, porém, Joseph Hunter foi quem desenvolveu o primeiro equipamento eficaz deste processo em 1954, sendo atualmente os equipamentos produzidos pela FATA-Hunter e Novelis PAE (Antiga SCAL-Pechiney) [5].

Can et al. [6] mencionaram que a tecnologia (TRC) foi introduzida na indústria há cerca de 50 anos e que este tipo de processo oferece baixo custo de investimento, baixo custo operacional e flexibilidade ao planejamento de produção quando comparado com o processo (DC). Entretanto, a maior evolução da tecnologia (TRC) foi alcançada nos últimos 5 anos.

Souza et al. [7] pontua que a principal vantagem do processo (TRC) é a eliminação dos processos de homogeneização e laminação a quente, ou seja, essa rota de produção possui duas etapas a menos. Porém, não possibilita a produção de todas as ligas.

Segundo Keles e Dundar [8], as folhas produzidas pelo processo (TRC) possuem tamanhos de grãos menores nas superfícies do que no centro das chapas e distribuições heterogêneas de partículas, dispersóides, contendo soluto e estrutura eutética ao longo da espessura da chapa, devido à alta taxa de resfriamento obtida pelos cilindros rotativos que possuem resfriamento forçado com água.

Os autores ainda ressaltam que a qualidade da folha pode ser comprometida, a não ser que sejam fornecidos parâmetros adequados na fundição das chapas, laminação, recozimento e composição química e expõem que as impurezas são as principais razões para furos e quebras das folhas.

Souza [9] evidenciou a diferença de temperatura de recristalização, em função dos processos iniciais de fabricação. Através da elaboração de curvas da derivada da taxa de variação da microdureza versus temperatura. Amostras recozidas por uma hora em diferentes temperaturas e com 70% de redução de espessura apresentaram uma fração de 50% de porcentagem recristalizada no processo (TRC) a 290°C, já para o processo (DC) ocorreu a 270°C, portanto, conclui-se que para a liga AA4006 contendo ferro 0,5 a 0,8% e silício de 0,8 a 1,2%, existe a diferença de 20°C na temperatura de recristalização entre os processos.

Sanders [5] evidenciou a diferença de temperatura de recristalização, variando o limite de escoamento em função da temperatura de recozimento de chapas de 1,00 mm,

Tabela 1. Comparação do investimento entre os três processos de fabricação de folhas iniciais [2]

Investimento	Processo (DC)	Processo Tipo A	Processo Tipo B
Construção	Alto	Muito Baixo	Baixo
Fornos	Alto	Muito Baixo	Baixo
Máquinas	Muito Alto	Baixo	Baixo
Instalações com transporte	Alto	Muito Baixo	Baixo

para uma liga da série 3xxx não especificada no trabalho e produzida pelos processos (TRC) e (DC). Os resultados mostraram que o limite de escoamento do material produzido pelo processo (TRC) apresentou uma menor variação e também mais homogênea em comparação ao processo (DC). Os resultados ainda mostraram uma diferença entre o alongamento obtido, conforme a Figura 1.

Sanders [5] descreve ainda que o CRADA (Cooperativa Research and Development Agreement) realizou inúmeros estudos sobre estampabilidade de ligas de alumínio como 6111, 5754, 5052 e 3005 utilizadas na indústria automobilística. As principais conclusões referentes ao processo (TRC) é que os alongamentos uniformes detectados são mais baixos, deformações planas inferiores e tensões biaxiais menores, conforme a Figura 2.

As ligas Al-Mn produzidas pelo processo (TRC) solidificam rapidamente apresentando uma grande quantidade de solutos de Mn retidos em solução sólida. O Mn supersaturado precipitará nos limites dos sub-grãos e inibirá o crescimento desses em tamanho suficiente para nucleação durante o recozimento, resultando na formação de grãos grosseiros e alongados com componentes de textura específicas indesejáveis. Portanto, a estampabilidade das tiras produzidas pelo processo (TRC) é geralmente inferior as folhas obtidas pelo processo (DC) [10, 11].

1.1 Ligas Série 1xxx.

As ligas de alumínio historicamente mais utilizadas são pertencentes à família 1xxx, contendo no mínimo 99% de alumínio. Porém, a necessidade de desenvolver ligas com maiores limites de resistência à tração e ductilidade, fizeram com que os produtores de alumínio desenvolvessem ligas contendo silício em torno de 0,15% e ferro com limites de até 1,50% (Liga AA8079) ou ainda a combinação de ferro e manganês, como a liga AA8006.

Sanders et al. [10] demonstram a relação ferro e silício (Figura 3) para as ligas da série 1xxx e 8xxx descrevendo que a adição do ferro e manganês possibilita a obtenção de folhas com maior resistência e ductilidade devido ao tamanho das partículas intermetálicas e a fração volumétrica obtidas em função da presença desses elementos. O manganês em torno de 0,50% apresenta a fase intermetálica (Fe, Mn) Al_6 , sendo formada na estrutura fundida em formato de hastes e com diâmetro variando de 0,10 - 1,50 μm e fração volumétrica entre 0,05 e 0,20. Sanders et al. [10] enfatizam que através dos processos de laminação a frio e recozimento é possível decompor essas hastes em partículas muito finas e dispersas, controlando assim a resistência e a ductilidade até níveis desejáveis.

Segundo Zander et al. [12], as principais impurezas presentes nas ligas da série 1xxx são o ferro e o silício e uma grande variedade de fases pode se formar quando o ferro se combina com o alumínio e o silício. Fases como $\Theta-Al_3Fe_4$ (monoclínica), Al_6Fe (ortorrômbica), Al_2Fe_3Si e Al_3Fe , Al_8Fe_2Si (hexagonal) e $\beta-Al_5FeSi$ (monoclínica).

As quantidades dessas partículas de segunda fase estão fortemente relacionadas ao teor de ferro e silício, quando presentes nas ligas não podem ser removidas por tratamento térmico, tornando crucial o controle dos parâmetros de solidificação para se obter a microestrutura desejada.

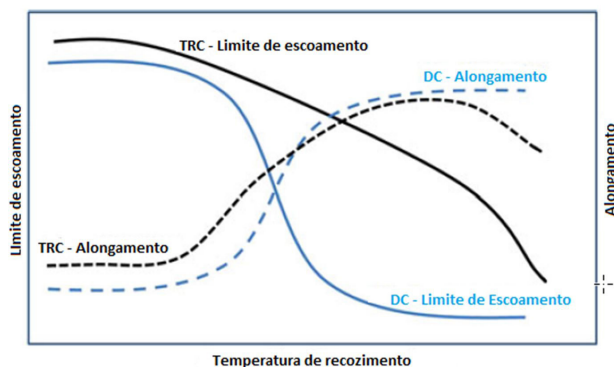


Figura 1. Limite de escoamento e alongamento x temperatura de recozimento de uma liga da série 3xxx não especificada no trabalho [5].

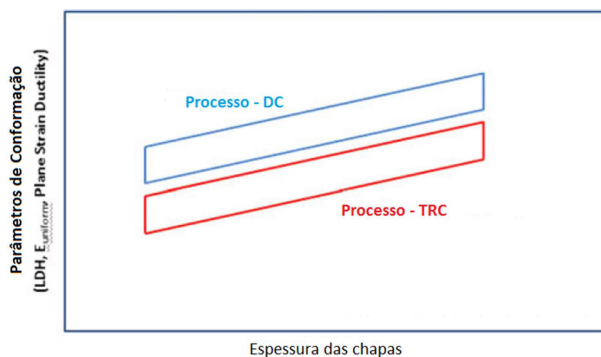


Figura 2. Parâmetros de conformação de estudos realizados pelo CRADA [5].

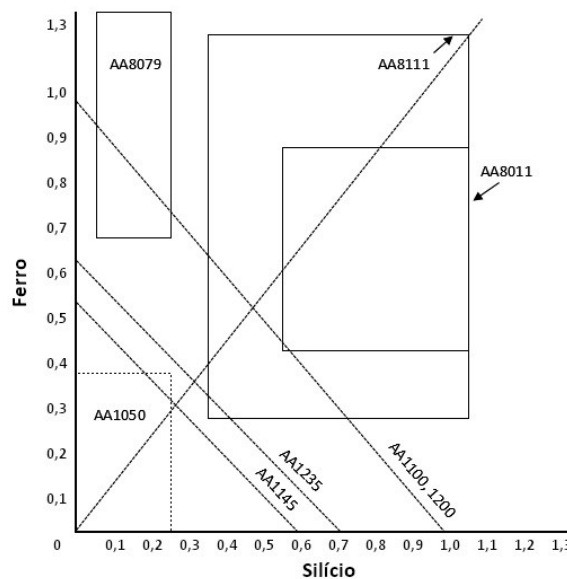


Figura 3. Relação ferro x silício e as ligas da série 1xxx e 8xxx [10].

1.2 Ligas Série 3xxx.

Dentre as ligas estudadas nesta presente revisão bibliográfica, as da série 3xxx são as que requerem maior atenção pois são empregadas em aplicações que se objetiva alto repuxo profundo, sendo utilizadas na fabricação de corpos de latas de bebidas, containers e na indústria automobilística devido a boa combinação de resistência mecânica, excelente resistência a corrosão e estampabilidade [10, 13, 14].

Grãos equiaxiais finos e o controle de textura são essenciais para estampagem profunda das ligas da série 3xxx [15], pois uma estrutura de grãos grosseiros pode causar o defeito conhecido popularmente como “casca de laranja” e uma textura tipo “cubo” forte, originando a formação do defeito “orelha” nas posições de 0 e 90°, em relação ao sentido de laminação, durante o processo de estampagem. Portanto, uma estrutura de grãos refinados e equiaxiais, a textura fraca e a baixa anisotropia das propriedades mecânicas são desejadas para se obter as folhas e assegurar uma estampabilidade satisfatória [10].

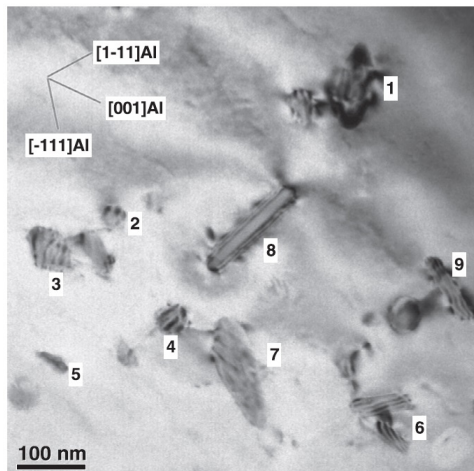


Figura 4. Morfologia dos dispersóides presentes na liga AA 3003 aquecida a 500°C [17].

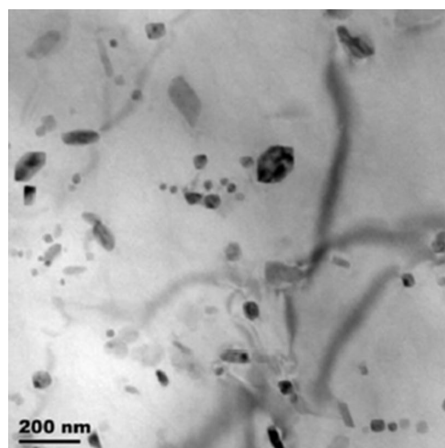


Figura 5. Imagem de microscópio eletrônico de transmissão com tamanho e distribuição de dispersóides após recozimento a 24 horas a 375°C [17].

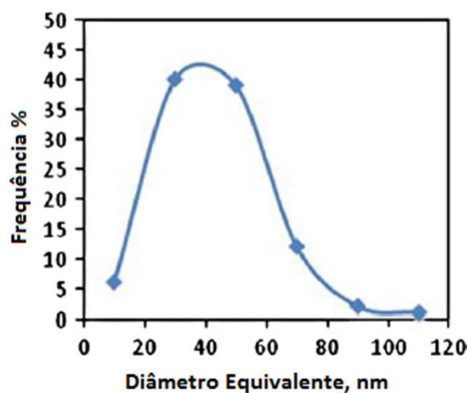
As ligas da série 3xxx possuem em sua composição química 1,25% de manganês, dependendo da liga. Os demais principais elementos são magnésio e cobre e assim como as ligas da série 1xxx as principais impurezas são ferro e silício. Segundo Zander et al. [12] existem duas principais partículas de segunda fase nas ligas da série 3xxx, $Al_6(Mn,Fe)$ e $\alpha-Al_{12}(Fe,Mn)_2Si$.

A partícula $Al_6(Mn,Fe)$ está sempre presente em ligas comerciais, mas se transforma parcialmente em $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ na presença de silício. Existe uma ampla gama de razões Mn/Fe e (Fe + Mn)/Si nestas partículas que dependem do teor de ferro, manganês e silício. Muitas propriedades são fortemente dependentes do tipo e forma dessas partículas, sendo assim, a obtenção da microestrutura deve ser bem controlada na solidificação e processos seguintes.

Li et al. [16] expõem que o tipo, tamanho e distribuição dos dispersóides formados durante a homogeneização têm fortes influências no comportamento da deformação, comportamento de recristalização e propriedades mecânicas de ligas da série 3xxx, não tratáveis termicamente. Os dispersóides cúbicos $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ e ortorrômbico tipo $Al_6(Mn,Fe)$ são os dois dispersóides encontrados com maior frequência, ou seja, dominantes nas ligas 3xxx.

A Figura 4 a seguir, demonstra a morfologia dos dispersóides $\alpha-Al(Mn,Fe)Si$ ao longo de $[1\ 1\ 0]$ na matriz de alumínio em uma amostra aquecida a 500°C. Os dispersóides apresentam-se em formatos de blocos (identificados de 1 – 6) ou em forma de placas (identificados de 7 – 9). A diferença de tamanho é da ordem de 50 a 200 nm. É notável que no dispersóide 8, com formato de placa, exista uma deformação ao seu redor. Estes resultados sugerem fortemente que os dispersóides podem ser parcialmente coerentes com a matriz Al [17].

A Figura 5 demonstra uma grande quantidade de dispersóides finos distribuídos na matriz devido à decomposição da matriz de alumínio fundido supersaturada com Mn e Si em solução sólida. Li et al. [16], após 24 h de homogeneização, utilizando o microscópio eletrônico de transmissão, conseguiram verificar que a maioria dos



dispersóides precipitados durante o aquecimento foram dissolvidos. Isto devido ao espaçamento entre os dispersóides finos α -Al(Mn,Fe)Si e grandes partículas constituintes que se distribuem em torno dos limites dos grãos, o que causa o crescimento de grandes partículas constituintes e a dissolução de dispersóides finos [18,19].

1.3 Ligas Série 8xxx.

Schneider et al. [17,20] estudaram a influência da quantidade de soluto ferro e silício em uma determinada liga da série 8xxx não especificada no trabalho, uma liga contendo Si/Fe < 1 e uma liga contendo Si/Fe \sim 1. A liga que apresenta a relação < 1 é formada por constituintes de equilíbrio estável (Al_3Fe) ou metaestável (Al_6Fe , Al_xFe , Al_mFe), já a liga que apresenta a relação próxima a 1 se forma principalmente constituintes α -AlFeSi, sendo a morfologia do constituinte ternário fortemente heterogênea.

Como a concentração de Fe ao término do vazamento é superior a solubilidade sólida de equilíbrio do Fe em Al, ocorre a nucleação e subsequente crescimento de fases secundárias de Al_3Fe e α -, β -AlFeSi (dispersóides). O Al_3Fe geralmente forma agulhas ou grandes precipitados angulares que resultam em aumento na dureza, mas levam à diminuição da estampabilidade e resistência à fadiga [21].

Os constituintes AlFe e dispersóides AlFe apresentam-se heterogêneos na estrutura, corroborando negativamente sobre a ductilidade. Os autores demonstram graficamente a influência da temperatura e tempo de homogeneização da liga Si/Fe \sim 1 com relação ao diâmetro dos dispersóides (Figura 6).

Schneider et al. [17] concluíram que as morfologias dos constituintes podem ser modificados durante a homogeneização apenas para a liga Si/Fe \sim 1, sendo a morfologia e concentração dos dispersóides extremamente sensíveis ao tempo e temperatura de homogeneização. Homogeneizações com temperatura na faixa de 550 - 600 °C geralmente resultam em morfologia dispersa globular e “sem agulha” [22].

Hasenclever [23] estudou o efeito do teor de ferro em folhas de alumínio, variando nominalmente de 0,275 a 1,3%, através da elaboração de quatro ligas, nomeadas como AA1050, AA1200, AA8079 e AA 8021 com o mesmo teor de silício (0,08 a 0,15%). Com a elaboração de amostras por duas rotas distintas de recozimento intermediário, sendo ambas produzidas inicialmente pelo processo (DC). As principais conclusões foram que o aumento do teor de ferro causa o aumento do número de partículas e dispersóides e ainda altera a temperatura de recristalização das ligas (Figura 7), sendo apresentado um comportamento inverso, em que o aumento do teor de ferro reduz a temperatura de início de recristalização.

Para as ligas com “alto” teor de ferro (AA 8079 e 8021) o início da recristalização começou na faixa de temperatura de 240 a 260 °C, já as ligas com “baixo” teor de ferro (AA1050 e AA1200) a recristalização inicia-se em temperaturas acima de 260 °C (Figura 8).

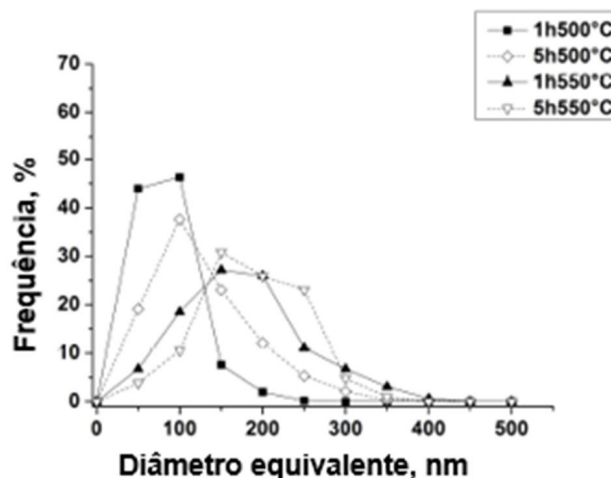


Figura 6. Frequência de diâmetro equivalente dos dispersóides, na liga com Si/Fe \sim 1 [14].

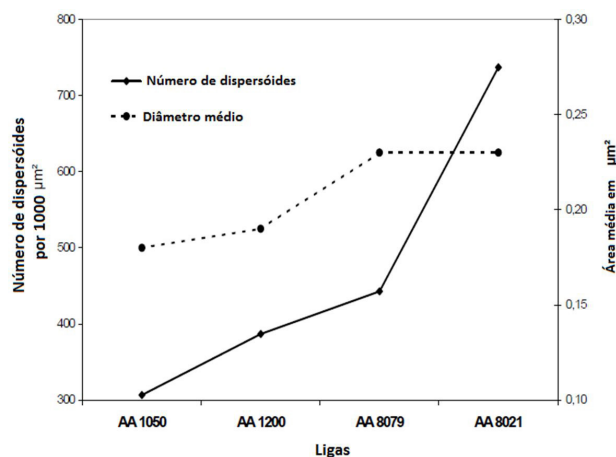


Figura 7. Número de dispersóides e diâmetro médio para cada liga [23].

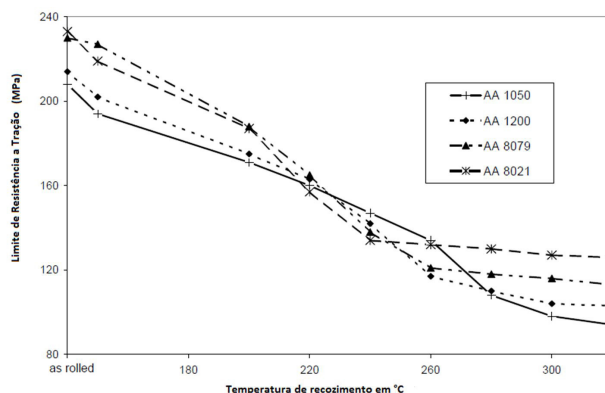


Figura 8. Limite de resistência a tração x Temperatura de recozimento para as diferentes ligas de folhas com espessura de 0,050 mm recozidas em 1 hora [23]. As ligas com menor teor de Fe (AA 1050 + 1200) mostram uma melhor estabilidade térmica e, portanto, a temperatura inicial é maior. No caso da liga AA 1050, a queda na curva de amolecimento é observada para temperatura > 260°C.

A principal conclusão do trabalho de Hasenclever [23] é que com o aumento da concentração de ferro se obtém maiores limites de resistência à tração e alongamentos, o que se torna muito interessantes em aplicações industriais.

A Figura 9 demonstra algumas diferenças para os limites de resistência a tração com relação à adição de ferro nas ligas, uma adição nominal de 1,05% de ferro se obtém um aumento no limite de resistência a tração de $\pm 38\%$ e um aumento de alongamento em torno de 50%.

1.4 Defeitos em Folhas

A presença de solutos contidos nas ligas, pode também provocar defeitos conhecidos como “pinholes” de diferentes tamanhos e causas nas folhas de alumínio [24].

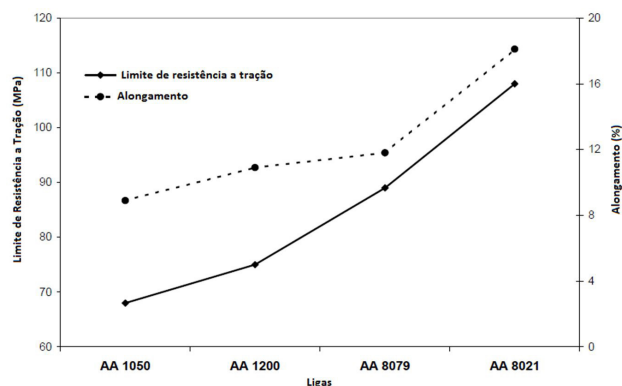


Figura 9. Limite de resistência a tração e alongamento obtido nas ligas com relação ao aumento do teor de ferro [23].



Figura 10. Microestrutura de uma chapa com espessura 0,30 mm, demonstrando a presença de partículas de segunda fase em formato de bastonete, liga 8079 [17].

Dai et al. [25] estudaram a formação de “pinhole” em folhas de alumínio, com espessura de $7 \mu\text{m}$, na liga 8079. Os autores encontraram partículas de segunda fase no formato de bastonetes (Figura 10) com comprimento de $4-10 \mu\text{m}$ e diâmetro de $2-5 \mu\text{m}$, como o comprimento e o diâmetro das partículas, apresentaram-se com valores próximos a espessura da folha ($7 \mu\text{m}$), após o processo de laminação a frio final detectou-se a presença de “pinholes”, decorrentes da presença das partículas de segunda fase apresentando a presença de Al-Fe-O.

Ao contrário de Dai et al. [25], Keles e Dundar [8] realizaram a simulação em escala laboratorial da formação de “pinholes”, objetivando entender o mecanismo de formação dos mesmos, classificando as inclusões como sendo endógenas (inclusão formada no processo) e/ou exógenas (inclusão formada devido a fontes externas). Segundo os autores uma das principais inclusões determinadas nas folhas é o diboreto de titânio, TiB_2 (endógena), formadas através da adição de anti-ligas utilizadas para refinar a estrutura no processo de fundição.

Qualquer partícula aglomerada de TiB_2 existente no material fundido afetará o desempenho na laminação das folhas. Embora sejam muito pequenas em tamanho, são partículas não deformáveis comparadas com a matriz de alumínio dúctil que as circunda, o que provoca a formação de furos nas folhas.

Keles e Dundar [8] resumem em uma tabela as possíveis etapas do processo e os possíveis elementos químicos responsáveis pela formação de “pinholes” no processo de produção das folhas (Tabela 2).

A presença de soluto nas folhas de alumínio é essencial para o aumento nas propriedades mecânicas, principalmente para as ligas não tratáveis termicamente, porém, sua presença pode causar inconvenientes como os defeitos descritos acima “pinholes” e/ou furos.

2 CONCLUSÃO

As propriedades mecânicas das folhas de alumínio são extremamente dependentes da concentração e das fases formadas através das quantidades e tipos de solutos contidos nas ligas. A presença de ferro e silício nas ligas da série 1xxx e 8xxx formam grandes variações de fases como $\Theta\text{-Al}_{13}\text{Fe}_4$ (monoclínica), Al_6Fe (ortorrômbica), $\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si}$ e Al_3Fe , $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$ (hexagonal) e $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ (monoclínica), não sendo removidas por meio de tratamento térmico, tornando crucial o controle dos parâmetros de solidificação para se obter a microestrutura desejada.

Tabela 2. Etapas do processo de fabricação e os elementos de ligas responsáveis pela possível formação de “pinholes” [9]

Impurezas	Na Fusão	Na laminação
Gás	H_2	-
Metais dissolvidos	Na, K, Mg, Fe, Si, Cu, Mn	-
Inclusões	SiO_2 , Al_2O_3 , MgO, TiB_2 , Fe-Cr	Al, Al_2O_3 , AlN, SiO_2 , celulose, Fe-Cr
Resíduos Orgânicos	Grafite	Óleo pesado

O ferro além de alterar a temperatura de recristalização das ligas, ao término do vazamento, por apresentar uma solubilidade sólida de equilíbrio no alumínio, ocorre a nucleação e subsequente crescimento de fases secundárias de Al_3Fe e α -, β - $AlFeSi$ (dispersóides). O Al_3Fe , geralmente, forma agulhas ou grandes precipitados angulares que resultam em aumento na dureza, mas levam à diminuição da estampabilidade e resistência à fadiga.

As ligas da série 3xxx possuem como soluto manganês, ferro e silício, portanto, a presença partículas de segunda fases contendo esses solutos são detectadas, como as duas principais formadas $Al_6(Mn,Fe)$ e α - $Al_{12}(Fe,Mn)_2Si$, sendo a maioria das propriedades dependentes do tipo, forma e quantidade dessas partículas, as quais devem ser controladas na solidificação.

A homogeneização das ligas da série 3xxx é fundamental, pois a distribuição e o tamanho dos dispersóides possuem fortes influências no comportamento da deformação, comportamento de recristalização e propriedades mecânicas das ligas.

Os solutos podem também causar defeitos nas folhas como é o caso dos “pinholes”, muitas vezes presentes nas ligas em função de ferro, silício e oxigênio e/ou inclusões de diferentes tipos.

Agradecimentos

Os autores agradecem a Novelis do Brasil Ltda, pelo incentivo a pesquisa e por permitir esse e outros trabalhos técnicos com objetivo de enriquecer intelectualmente seus colaboradores e a comunidade interessada.

REFERÊNCIAS

- 1 Kerry J. Aluminium foil packaging. Ireland: University College Cork; 2012. p. 163-177.
- 2 Kerth W, Amann E, Räber X, Weber H. Aluminium foil production. *International Metallurgical Reviews*. 1975;20:185-207.
- 3 Associação Brasileira de Normas Técnicas. ABNT NBR8310 – Alumínio e suas ligas – Folhas – Requisitos. Rio de Janeiro: ABNT; 2008. 9 p.
- 4 American Society for Testing and Materials. ASTM B479 – Standard Specification for Annealed Aluminum and Aluminum-Alloy Foil for Flexible Barrier, Food Contact, and Other Applications. West Conshohocken: ASTM; 2006. 7 p.
- 5 Sanders RE Jr. Continuous casting for aluminum sheet: a production perspective. *JOM*. 2012;64(2):291-301.
- 6 Can A, Arıkan H, Çınar K. Analysis of twin-roll casting AA8079 alloy 6,35- μ m foil rolling process. *Materials Technology*. 2016;50(6):861-868.
- 7 Souza FM, Lima NB, Plaut RL, Fernandes CR, Padilha AF. Um estudo comparativo entre chapas produzidas pelos processos de lingotamento contínuo e de lingotamento semicontínuo da liga AA4006: microestrutura e textura cristalográfica. *Revista Escola Minas*. 2012;65(2):207-216.
- 8 Keles O, Dundar M. Aluminum foil: its typical quality problems and their causes. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007;186(1-3):125-137.
- 9 Souza FM. Estudo da microestrutura, da textura cristalográfica e da recristalização em chapas obtidas por lingotamento contínuo e semicontínuo da liga de alumínio AA4006 [tese]. São Paulo: Escola Politécnica, Universidade de São Paulo; 2012.
- 10 Sanders RE Jr, Hollinshead PA, Simielli EA. Industrial development of non-heat treatable aluminum alloys. *Materials Forum*. 2004;28:53-64.
- 11 Birol Y. Recrystallization of a supersaturated Al-Mn alloy. *Scripta Materialia*. 2008;59(6):611-614.
- 12 Zander J, Sandström R, Vitos L. Modelling mechanical properties for non-hardenable aluminium alloys. *Computational Materials Science*. 2007;41(1):86-95.
- 13 Poková M, Cieslar M, Slámová M. The influence of dispersoids on the recrystallization of aluminium alloys. *International Journal of Materials Research*. 2009;100(3):391-394.
- 14 Alexander DTL, Greer AL. Solid-state intermetallic phase transformations in 3XXX aluminium alloys. *Acta Materialia*. 2002;50(10):2571-2583.
- 15 Huang CY, Liu Y, Li Q, Liu X, Yang GC. Relevance between microstructure and texture during cold rolling of AA3104 aluminum alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;673:383-389.
- 16 Li YJ, Muggenrud AMF, Olsen A, Furu T. Precipitation of partially coherent α - $Al(Mn,Fe)Si$ dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy. *Acta Materialia*. 2012;60(3):1004-1014.

- 17 Schneider W, Lapyeva G, Lentz M, Karhausen KF. Through process microchemistry effect on the properties of 8xxx sheet. *Materials Science Forum*. 2012;706-709:323-328.
- 18 Birol Y. Impact of homogenization on recrystallization of a supersaturated Al-Mn alloys. *Scripta Materialia*. 2009;60(1):5-8.
- 19 Heering C, Li X, Bambach M, Hirt G. Physical and numerical simulation of cold rolling of an AlFeSi alloy in consideration of static recovery. *Advanced Engineering Materials*. 2010;12(3):141-146.
- 20 Lentz M, Lapyeva G, Engler O. Characterization of second-phase particules in two aluminium foil alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2016;660:276-288.
- 21 Birol Y. Recrystallization of twin-roll cast Al-Fe-Si foil stock processed without homogenization. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009;488(1):112-116.
- 22 Engler O, Lapyeva G, Wang N. Impact of homogeneization on microchemistry and recrystallization of the Al-Fe-Mn alloy AA 8006. *Materials Characterization*. 2013;79:60-75.
- 23 Hasenclever J. Microstructure and properties of AlFe-alloys (AA 1050-AA 8021) for packaging. In: *Proceedings of the 9th International conference on aluminum alloys; 2004; Germany. Brisbane : Institute of Materials engineering Australasia.*
- 24 Birol Y. Formation of pinch marks on pack rolled aluminium foil. *Engineering Failure Analysis*. 2013;28:82-89.
- 25 Dai Q, Zhang D, Chen X, Dong J, Pan F. Research on pinholes in aluminum foil. *Advanced Materials Research*. 2014;884-885:308-311.

Recebido em: 10 Out. 2018

Aceito em: 19 Maio 2019