

Efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na microestrutura e propriedade mecânica de fundidos da liga Al-Sn.

OSÓRIO, W. R.; PEIXOTO, L. C.; GARCIA, A.

Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Estadual de Campinas – UNICAMP

CEP: 13083 – 970, C.P.: 6122, Campinas, S.P, Brasil

e-mails: wislei@fem.unicamp.br, lclpeixoto@fem.unicamp.br e amaurig@fem.unicamp.br

RESUMO

O objetivo deste artigo foi avaliar os efeitos da agitação mecânica e de adição de refinador de grão na macro e microestrutura e propriedades mecânicas resultantes de três (03) diferentes procedimentos de fundição utilizando-se de uma liga Al-10%Sn. Os processos de fundição para obtenção das amostras foram: *i*) fundição por gravidade convencional, *ii*) fundição por gravidade com agitação mecânica do líquido em resfriamento, *iii*) fundição por gravidade com adição de refinadores de grão, particularmente adição de 1,5% (em peso) da liga-mãe Al-5%Ti-1%B e *iv*) fundição por gravidade com adição de refinador de grão e agitação mecânica. Resultados experimentais mostraram que os diferentes procedimentos de fundição propiciaram diferentes valores médios dos tamanhos dos grãos correlacionados com diferentes taxas de resfriamento. Taxas na ordem de 0,60 a 0,75 °C/s propiciaram microestruturas celulares e taxas na ordem de 1,75 a 2,55 °C/s resultaram em morfologias dendríticas. Foram avaliados também os níveis de porosidade entre as amostras estudadas. Foram correlacionados os resultados do comportamento mecânico, particularmente, limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento específico com os tamanhos dos grãos, os espaçamentos dendríticos e celulares e os níveis de porosidade resultantes dos três diferentes procedimentos de obtenção das amostras. Conclui-se que o controle da microestrutura do lingote pode ser usado como um método alternativo para produzir componentes fundidos com melhores resultados de propriedades mecânicas e qualidade dos fundidos.

Palavras-chaves: agitação mecânica, refinador de grão, porosidade, liga Al-Sn, propriedade mecânica.

Effects of mechanical agitation and of the addition of grain refiner on the microstructure and mechanical properties of castings of the Al-Sn alloy.

ABSTRACT

The aim of this article was to evaluate the effects of mechanical stirring and grain refiner addition in three different Al-10wt%Sn casting alloys on their resulting macro and microstructures and mechanical properties. These samples were obtained by using: *i*) die casting, *ii*) casting with mechanical stirring, *iii*) die casting using grain refiner (master alloy Al-5wt%Ti-1wt%B) and *iv*) die casting with grain refiner and mechanical stirring. Experimental results presented different mean grain sizes and different cooling rates when different casting procedures were applied. Cellular and dendritic morphologies were observed when ranges of cooling rates of about 0.6 to 0.75 °C/s and of 1.75 to 2.55 °C/s were employed, respectively. Porosity levels of all studied alloy samples were also analyzed. Results of the mechanical behavior, particularly, ultimate tensile strength, yield strength and specific elongation were correlated with mean grain sizes, dendritic arm and cellular spacings and porosity levels attained for the three different cast Al-10wt%Sn alloy samples. The control of the resulting microstructure of the as-cast product may be used as an alternative way to produce sound casting alloy components with improvement in the mechanical properties.

Keywords: mechanical stirring, grain refiner, porosity, Al-Sn alloys, mechanical property.

1 INTRODUÇÃO

Grandes transformações no que diz respeito à qualidade final do produto e considerável redução nos custos de produção têm sido induzidas, fazendo com que as empresas atendam ao mercado consumidor, devido à competitividade no setor industrial. Mudanças de âmbito tecnológico têm surgido no intuito de obtenção de materiais em condições de aplicações críticas, principalmente no setor automobilístico. Na literatura apresentam-se trabalhos relacionando o limite de escoamento do material com tamanho de grão cristalino [1-3] e também relacionando limite de resistência à tração e espaçamentos dendríticos secundários [4-7]. É jargão na indústria de fundição que variadas morfologias estruturais se formem como função da amplitude de condições operacionais e formas de crescimento que podem ser aplicadas ao volume de metal líquido no processo de solidificação. Sabe-se também que parâmetros estruturais são influenciados fortemente pelo comportamento térmico do sistema metal/molde, resultando em uma estreita correlação com as estruturas resultantes de solidificação [8, 9].

A formação da macroestrutura tanto nos metais puros, quanto nas ligas metálicas é semelhante do ponto de vista macroscópico e no que diz respeito à disposição das estruturas. Essa macroestrutura pode se apresentar em três diferentes morfologias: *coquilhada*, *colunar* e *equiaxial* [9].

Obviamente que a escolha do tipo da macroestrutura desejada, dependerá fortemente das condições de projeto, da análise e conhecimento dos esforços mecânicos atuantes e principalmente da análise custo/benefício para obtenção da estrutura. Na grande maioria das situações práticas é desejável que a estrutura bruta de solidificação se apresente na forma de grãos equiaxiais, já que esse tipo de estrutura caracteriza-se pela isotropia de suas propriedades mecânicas. Para desenvolver estruturas completamente equiaxiais é preciso impedir o crescimento colunar, através do controle da nucleação, através das condições de solidificação ou adição de agentes inoculantes e a utilização de métodos físicos para produzir movimento forçado no metal líquido, podendo ser agitação mecânica ou indução eletromagnética. No caso da adição de inoculantes para o refino dos grãos de Alumínio e suas ligas, normalmente inocula-se o metal líquido através de ligas-mãe (*master alloys*) à base de Titânio e/ou Boro [10, 11]. Uma melhor efetividade do refino dos grãos é atingida para um tempo ideal de contato da Liga-Mãe no banho para que seja alcançado um bom nível de qualidade do fundido [11].

Por sua vez, a formação da microestrutura de uma liga está ligada à estabilidade da fronteira sólido/líquido na solidificação. O fenômeno de rejeição de soluto à frente da interface sólido/líquido dependerá do sistema metálico utilizado, bem como da composição da liga, velocidade de deslocamento da interface, gradiente térmico à frente da interface, dentre outros parâmetros.

O acúmulo de soluto ou solvente à frente da interface poderá provocar um fenômeno conhecido como superesfriamento constitucional (SRC) [9, 12]. Esse fenômeno decorre da existência de gradientes térmicos relativos à temperatura real do líquido, menores que os correspondentes gradientes ao perfil inverso de temperaturas liquidus que se forma à frente da fronteira S/L, em função da rejeição de soluto [9, 12]. Isso então provocará a instabilidade da interface que deixará de apresentar uma morfologia plana e passará a desenvolver instabilidades na forma de células ou dendritas. A Figura 1 exibe uma micrografia eletrônica de ramificações dendríticas que permitem observar os espaçamentos interdendríticos primário (λ_1) e secundário (λ_2). A estrutura dendrítica recebe esse nome devido à semelhança existente com uma árvore, com derivação do grego, onde "*dendrus*" tem esse significado.

No caso de microestruturas de solidificação, no interior de cada grão existe uma rede de ramificações dendríticas, ou celulares, quando for o caso, conforme mostra o esquema da Figura 2, caracterizada por baixas concentrações de soluto nas ramificações propriamente ditas, e ricas em soluto nos interstícios das ramificações (para ligas com coeficiente de redistribuição de soluto menor que a unidade, $k < 1$; ocorrendo o reverso para ligas com $k > 1$).

Caso haja ocorrência de gases dissolvidos no metal líquido, as regiões interdendríticas são particularmente adequadas ao aprisionamento de bolhas principalmente devido à contração que ocorre por conta da solidificação de líquido contido entre os braços dendríticos. É evidente que, conforme ilustrado na Figura 2, a interface externa dessa rede dendrítica, formada pelo contorno de grão, também constitui regiões preferenciais para ocorrência de porosidade e precipitação de segundas fases ou eutéticos. Em estruturas brutas de solidificação, estabelecer correlações entre estrutura e as propriedades decorrentes é uma tarefa complexa e que se inicia pela análise dos diferentes aspectos estruturais e que depende de um monitoramento experimental cuidadoso, e que permita um mapeamento confiável das variáveis térmicas de solidificação.

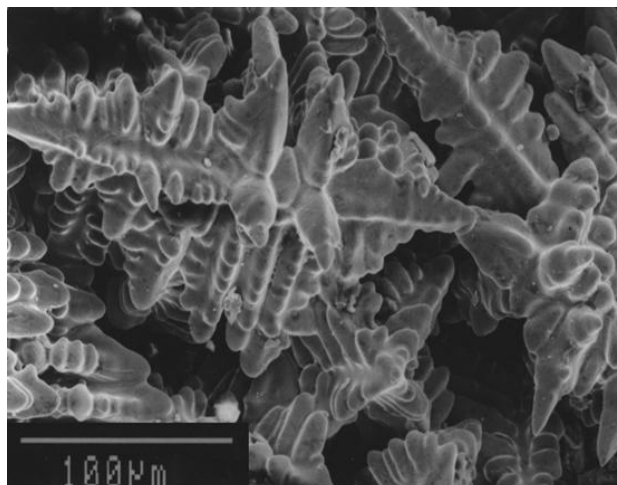


Figura 1: Típica micrografia obtida pela técnica de microscopia eletrônica de varredura (MEV) exibindo um arranjo dendrítico. Fonte: Autoria própria.

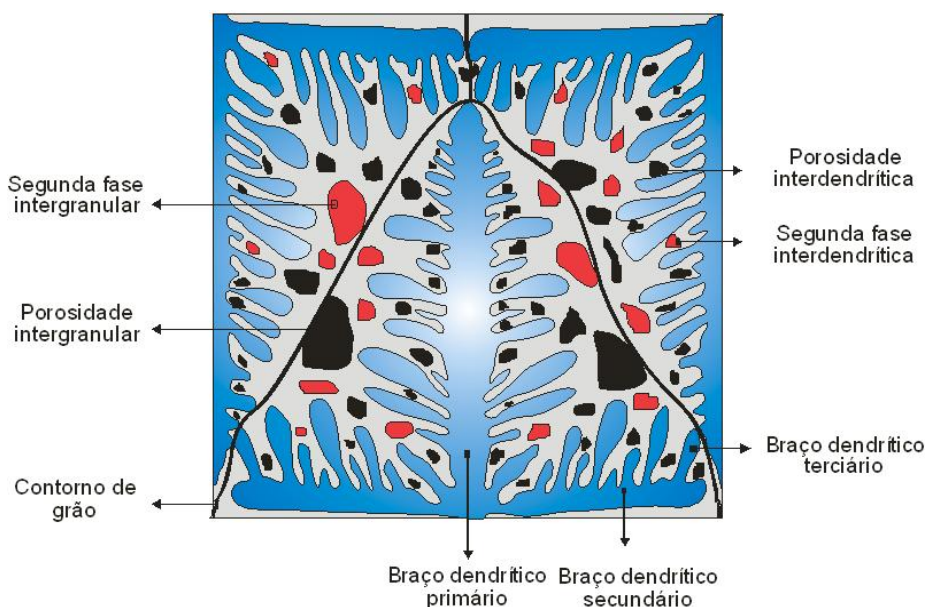


Figura 2: Representação esquemática de uma microestrutura de solidificação [13].

O sistema binário Al-Sn é caracterizado por uma miscibilidade extremamente baixa do Sn no Al, e que se situa abaixo de 0,09 % em peso. Nestas condições, as ligas com concentrações de Sn maiores do que 0,09% são constituídas de uma estrutura metalográfica heterogênea caracterizada por uma matriz de alumínio com partículas de estanho disseminadas ao longo da matriz. Este tipo de arranjo estrutural determina o comportamento tribológico da liga, com a matriz tenaz sendo responsável pela resistência mecânica, enquanto as partículas de Sn atuam como um lubrificante sólido [13]. Esta classe de ligas apresenta um longo histórico de aplicações na fabricação de mancais, em função da combinação de resistência mecânica, boa conformabilidade e boas características de superfície. A liga mais comumente usada para este tipo de aplicação é a Al 20%Sn, em peso, que reúne este conjunto de características mencionadas embora tenha um custo relativamente alto [14].

Embora as ligas Al-Sn aplicadas em mancais apresentem as características acima mencionadas, com o desenvolvimento de motores cada vez mais velozes e submetidos a esforços crescentes e sobrecargas, o nível de resistência destas ligas não tem sido suficiente para atender estas novas necessidades de resistência à fadiga e ao desgaste. Uma das tendências nos estudos atuais consiste na adição de terceiros elementos na busca de um melhor compromisso entre estas propriedades, como é o caso da adição de Si [15]. O objetivo

deste artigo é mostrar a influência de três (03) métodos ou processos de fundição para obtenção de uma liga Al-10%Sn nas propriedades mecânicas, particularmente no limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento. Os processos de fundição para obtenção das amostras são: *i*) fundição por gravidade convencional, *ii*) fundição por gravidade com agitação mecânica do líquido em resfriamento, *iii*) fundição por gravidade com adição de refinadores de grão (Al-5%Ti-1%B) e *iv*) fundição por gravidade com adição de refinador de grão e agitação mecânica.

2 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As amostras da liga Al-10%Sn foram elaboradas a partir de metais comercialmente puros, sendo Al (99,95%, em peso) e Sn (99,98%, em peso), com concentrações significativas de substâncias que podem ser consideradas impurezas, sendo: Fe (<0,032%) e Si (<0.001%), em peso. Todas as amostras foram obtidas a partir da temperatura de 700 °C (± 4 °C), que representa um superaquecimento em torno de 10% da temperatura *liquidus* da liga estudada (637 °C). Além disso, torna-se importante destacar que em todos os métodos utilizados, a fundição por gravidade, foi feita por vazamento do líquido no molde em aço carbono (SAE 1020) com diâmetro interno de 50 mm, altura de 20 mm e uma espessura de parede de 3 mm, com movimentação e convecção natural no líquido. No entanto, para padronização nos ensaios, todos os vazamentos foram padronizados, no que diz respeito altura, velocidade e volume de líquido de vazamento.

Com isso, considera-se que a convecção no líquido devido ao vazamento é similar em todas as amostras, possibilitando que as variáveis de estudo fossem: *i*. agitação mecânica e *ii*. adição de refinador (liga mãe Al-5%Ti-1%B). No caso da fundição por gravidade com a agitação mecânica, o metal líquido foi vertido no molde em aço com a temperatura em torno de 700 °C e deu-se início ao processo de agitação mecânica realizada utilizando-se de um motor elétrico com quatro hastes em aço em movimentos circulares proporcionando uma vibração indireta com frequência em torno de 5Hz. Considerando-se a adição de refinador de grão, pequenos “cavacos” da liga Al-Ti-B (em torno de 1g) foi adicionado antes do vazamento do metal líquido no molde. Quando no objetivo do estudo da adição de refinador e a agitação mecânica, o refinador também foi adicionado antes do vazamento e após o preenchimento do molde deu-se início da agitação mecânica.

Na Figura 3 tem-se a representação esquemática de cada método utilizado de fundição para obtenção dos corpos-de-prova para o ensaio de tração uniaxial (ASTM E8M, 94) realizado em máquina MTS – Test Star II com taxa de deformação de 6×10^{-4} 1/s em temperatura de 27 °C (± 2). Os corpos-de-prova foram usinados conforme descrito na norma ASTM E8M, nas dimensões apresentadas na Figura 4. Para cada uma das quatro amostras, foram utilizados três corpos de prova. Assim, os valores do limite de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento representam uma média dos valores obtidos nos ensaios de cada amostra.

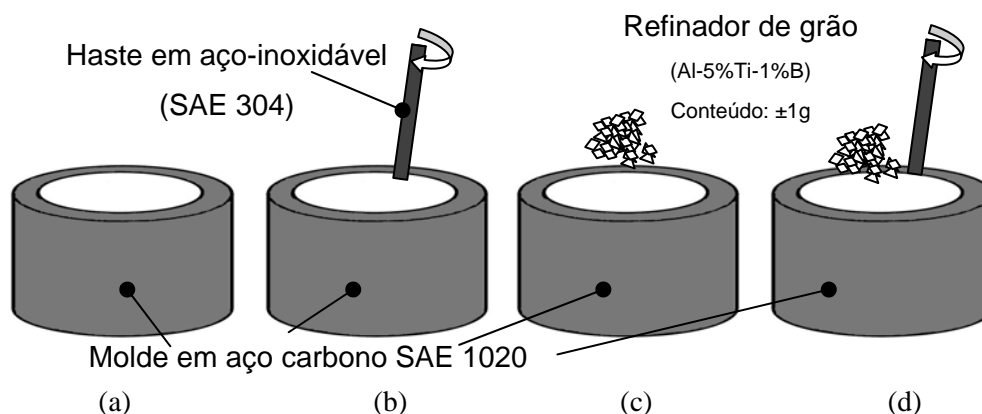


Figura 3: Representação esquemática dos quatro (04) diferentes procedimentos para obtenção das amostras da liga Al-Sn: (a) Fundição convencional por gravidade, (b) Fundição por gravidade com agitação mecânica, (c) Fundição por gravidade com adição de refinador de grão utilizando-se da liga-mãe Al-5%Ti-1%B (± 1 g), e (d) Fundição por gravidade com adição de refinador de grão e agitação mecânica.

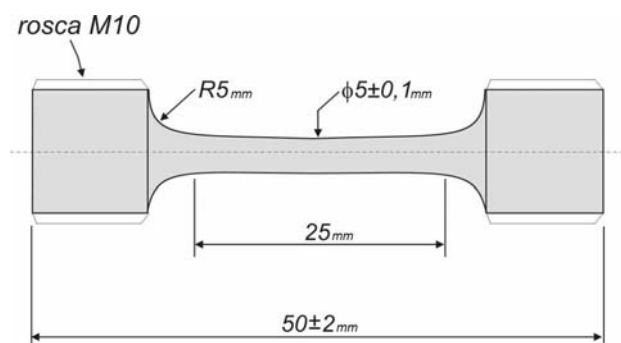


Figura 4: Esquema ilustrativo dos corpos-de-prova conforme instruções na Norma ASTM E 8M.

Amostras dos lingotes foram seccionadas longitudinalmente do centro do lingote, preparadas, polidas e atacadas quimicamente para revelar a macroestrutura (reagente: Tucker – solução de HNO₃, HCl e HF). A caracterização microestrutural (reagente: 0,5% de ácido fluorídrico, HF) foi feita usando microscópio ótico e um sistema de processamento (tratamento) de imagens Neophot 32 e software Cambridge Leica 500. Valores médios dos espaçamentos dendríticos (λ_2), espaçamentos celulares (λ_C) e nível de porosidade foram medidos tomando-se como base 20 medidas em cada campo de imagem analisado. Também utilizou-se da técnica de MEV (microscopia eletrônica de varredura) com analisador de energia dispersiva por raios-x. Um sistema de processamento de imagens foi usado para adquirir as imagens da secção transversal. Fatias transversais do lingote foram seccionadas para estimar as composições químicas médias em uma área de pesquisa de 100mm² por técnica de espectroscopia de fluorescência.

No intuito de se conhecer a taxa de resfriamento média desenvolvida em cada um dos procedimentos realizados de fundição para obtenção das amostras, com termopares do tipo J para o registro e monitoramento da evolução do resfriamento das amostras em cada lingote.

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Na Figura 5 apresentam-se as macroestruturas (reagente: Tucker – solução de HNO₃, HCl e HF) obtidas para cada uma das amostras dentre as quatro (04) diferentes maneira de obtenção, conforme descrito na Fig. 3. Observa-se que na **fundição convencional** (por gravidade), o valor médio dos tamanhos dos grãos foi de aproximadamente 2 mm. Com a **agitação mecânica**, conforme esperado, obteve-se uma menor granulação (0,68mm), sendo em torno de 2,5 vezes menor que na fundição convencional. Isso mostra que houve um maior nível de nucleação, devido ao movimento do líquido (agitação), conhecido como nucleação dinâmica. A hipótese mais provável para a explicação é a de que o colapso provocado no líquido gera uma onda de pressão positiva, elevando o super-resfriamento, dando condições para novos pontos de nucleação [9, 12]. Se a agitação mecânica aplicada tivesse sido mais intensa, esse nível de refino seria ainda maior. Salienta-se que a agitação mecânica deu-se por movimentos circulares da haste imersa no volume do líquido (liga Al-10%Sn, temperatura 700 °C) com uma frequência na ordem de 5 Hz.

No caso da amostra obtida por **fundição com adição de refinador** de grão (Al-5%Ti-1%B, na ordem de 1g) e em regime estacionário (movimento natural do líquido devido ao vazamento), observa-se que comparado às amostras obtidas por fundição convencional e por agitação, o valor médio do tamanho de grão foi menor (0,053 mm), sendo na ordem de 30 e 13 vezes, em relação às amostras por fundição e agitação, respectivamente. A adição de certa porcentagem da liga-mãe (Al-Ti-B) é uma prática industrial buscando maior nível de resistência mecânica, devido à obtenção de uma granulação mais fina. Isso porquê as partículas de Ti e B proporcionam um maior número de núcleos de transformação líquido/sólido, agindo como um catalisador da nucleação [9].

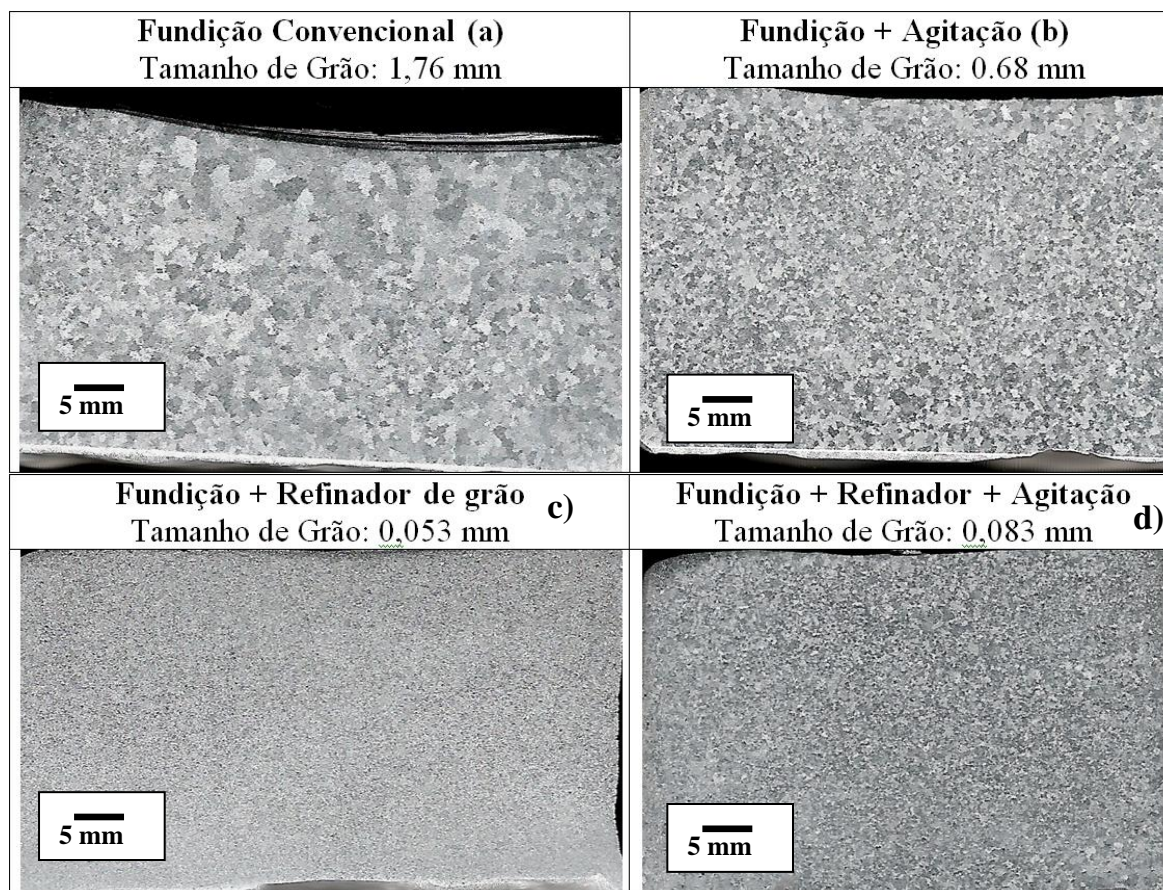


Figura 5: Macroestruturas típicas (reagente: Tucker) obtidas para cada uma das amostras: (a) fundição convencional, (b) fundição mais agitação mecânica, (c) fundição com adição de refinador de grão e (d) fundição com adição de refinador de grão mais agitação mecânica.

No caso da amostra obtida utilizando-se do **refinador de grão mais a agitação mecânica**, observa-se que o nível de refino dos grãos ficou na mesma ordem de grandeza (tamanho médio dos grãos: 0,083 mm) daquela amostra obtida somente com a adição do refinador. Isso mostra que não foi possível verificar o efeito da agitação mecânica, ou que a eficiência do refinador superestimou a ação da agitação mecânica.

Uma análise microestrutural para verificação do nível de porosidade de cada amostra e obviamente observar a morfologia da microestrutura resultante em cada um dos procedimentos foi também realizada.

Na Figura 6 apresentam-se as microestruturas da liga Al-10%Sn evidenciando o nível de porosidade (percentagem de poros por área e diâmetro médio dos poros), tamanho do parâmetro microestrutural (espaçamentos celulares e ou dendríticos) e taxa de resfriamento. São apresentados dois diferentes aumentos ópticos (32 e 125x) utilizando-se de solução aquosa com 0,5% de ácido fluorídrico (HF) e um sistema de processamento (tratamento) de imagens Neophot 32 e software Cambridge Leica 500. Valores médios dos espaçamentos dendríticos (λ_2) ou espaçamentos celulares (λ_c) foram medidos tomando-se como base 20 medidas em cada campo de imagem analisado.

De modo geral, observa-se que microestrutura resultante foi fortemente influenciada pela taxa de resfriamento ($T = dT/dt$) que foi desenvolvida em cada um dos métodos de obtenção das amostras. Assim, maiores taxas de resfriamento propiciaram microestrutura dendrítica.

A **fundição convencional** (por gravidade) e aquela utilizando-se de **agitação mecânica**, propiciaram as maiores taxas de resfriamento, sendo de torno de 1,75 e 2,55 °C/s, respectivamente. Essas taxas comparadas as outras obtidas, são consideradas altas resultando em **microestrutura dendrítica** com valores de λ_2 na ordem de 52 e 32 μm , respectivamente.

Uma maior taxa de resfriamento (2,55 °C/s e $\lambda_2 = 32 \mu\text{m}$) resultou em maior refino dendrítico, quando comparada à amostra agitada (taxa de 1,75 °C/s e $\lambda_2 = 52 \mu\text{m}$). Em literatura, diversos autores reportam tanto a influência da taxa de resfriamento, concentração nominal de soluto, gradiente térmico na morfologia microestrutural [4-7, 16-24]. A mesma tendência é mostrada por esses autores, ou seja, uma

maior taxa associada a determinado teor de soluto e gradiente térmico imposto propiciam estrutura dendrítica ao passo que menores taxas resultam em células.

No que diz respeito ao nível de porosidade entre as amostras com estrutura dendrítica (fundida e fundida mais agitação), observa-se que aquela com maior taxa de resfriamento (taxa: 2,55 °C/s) apresentou tanto menor nível de poros por área (0,08%), quanto menor diâmetro médio dos poros (5 µm), quando comparada com a amostra obtida em taxa de 1,75 °C/s (0,78% e 14 µm, respectivamente) (ver Fig. 6(a),(b)).

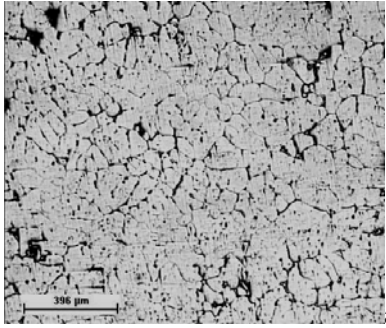
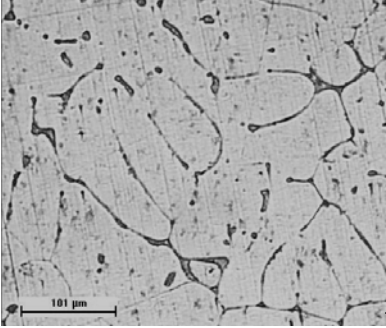
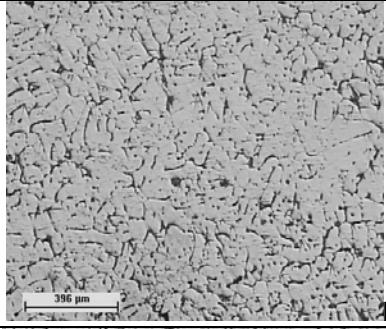
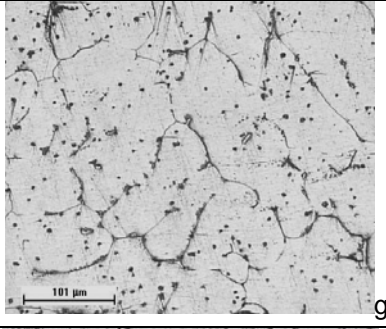
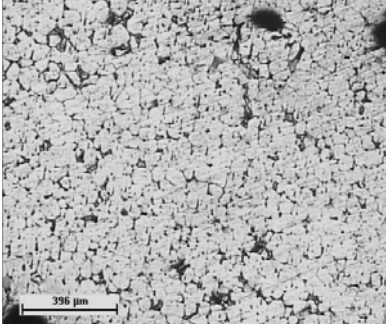
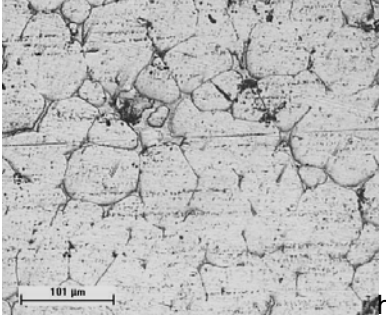
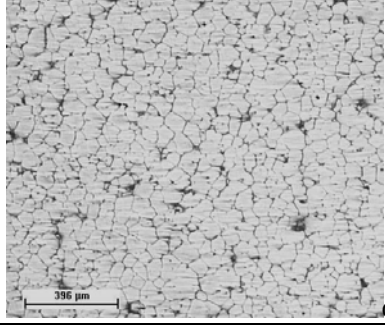
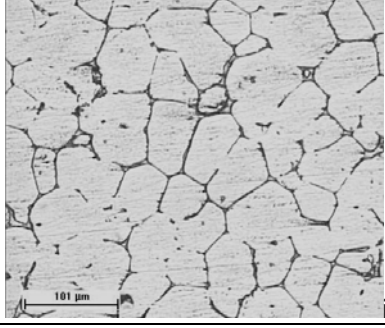
	Aumento óptico (32x)	Aumento óptico (125x)
Fundida Espaçamento dendrítico: 52 µm $dT/dt = 1,75 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ Nível de Poros: < 0,78% Diâmetro médio do Poro: 14 µm		
Fundida + Agitação Espaçamento dendrítico: 32 µm $dT/dt = 2,55 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ Nível de Poros: < 0,08% Diâmetro médio do Poro: 5 µm		
Fundida + Refinador Espaçamento celular: 86 µm $dT/dt = 0,68 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ Nível de Poros: < 1,02% Diâmetro médio do Poro: 20 µm		
Fundida + Refinador + Agitação Espaçamento celular: 67 µm $dT/dt = 0,75 \text{ } ^\circ\text{C/s}$ Nível de Poros: < 0,012% Diâmetro médio do Poro: 2,5 µm		

Figura 6: Típicas microestruturas da liga Al-10%Sn evidenciando o nível de porosidade, espaçamentos celulares e dendríticos e taxa de resfriamento (atacada quimicamente, 0,5% HF) em cada um dos métodos de obtenção das amostras em dois aumentos ópticos diferentes: (a) e (f) fundição convencional, (b) e (g) fundição + agitação mecânica, (c) e (h) fundição com adição de refinador de grão Al-Ti-B e (d) e (i) fundição com adição de refinador de grão e agitação mecânica.

Salienta-se que os pequenos pontos pretos observados nas imagens de maiores aumentos ópticos não correspondem a poros devido ao aprisionamento de gases dissolvidos ou oriundo da contração do metal líquido, e sim devido ao ataque químico do reagente na revelação da microestrutura. Isso se comprova com a observação utilizando-se MEV (Microscopia eletrônica por varredura), com técnica de elétrons retro-espalhados, sem ataque químico, evidenciando apenas as fases ricas em Al e Sn, conforme mostrado na Figura 7.

Dos experimentos, observou-se também que valores de taxa de resfriamento na ordem de 0,60 a 0,75 oC/s favorecem a formação de estruturas celulares. Isso ocorreu nas amostras com adição de refinador e agitação mecânica.

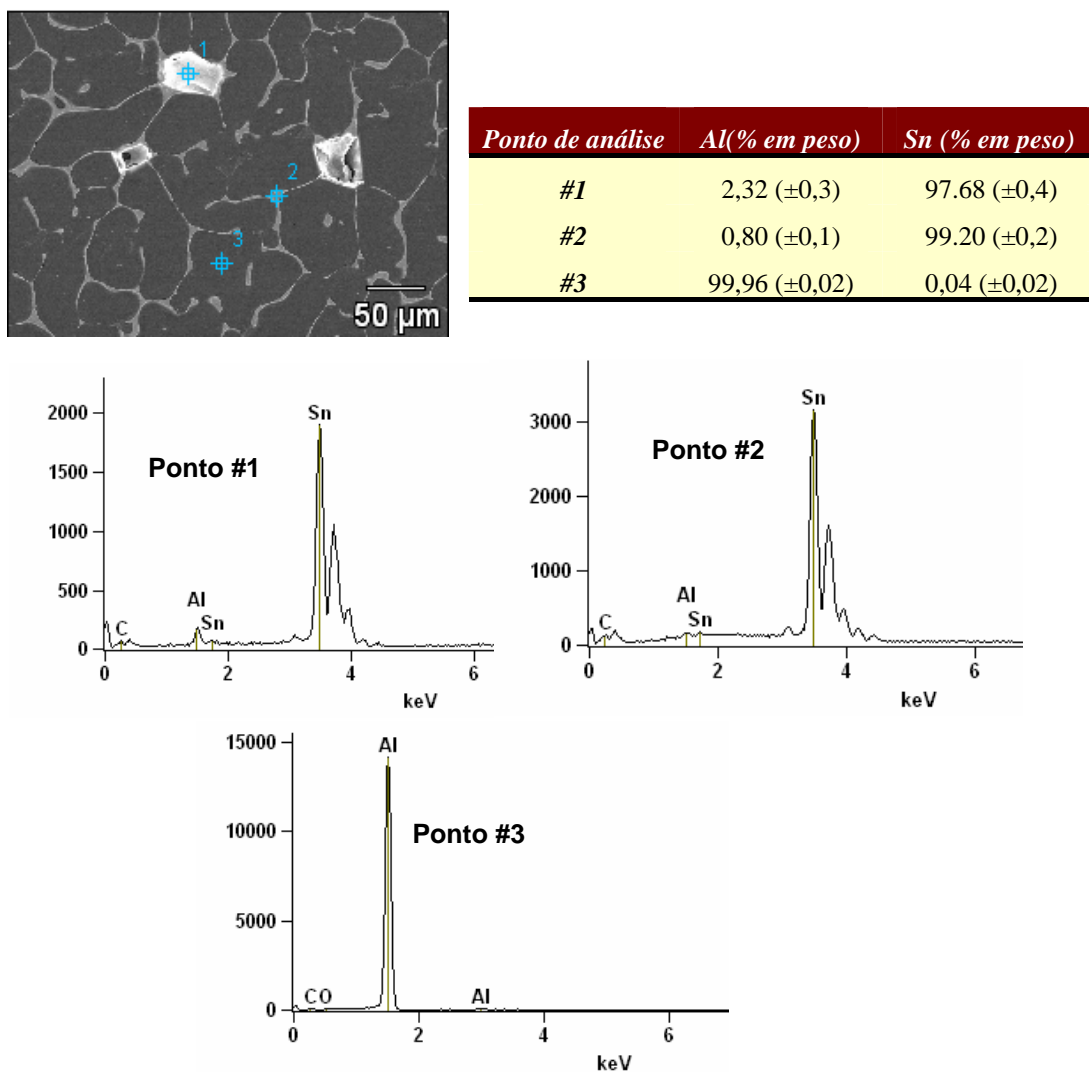


Figura 7: Típica microestrutura da liga Al-10%Sn por técnica de elétrons retro-espalhados da microscopia eletrônica por varredura (MEV), evidenciando a imiscibilidade das fases ricas em Sn e Al, com a matriz celular rica em Al e o intercelular sendo a fase rica em Sn.

Na Figura 8 apresentam-se os resultados experimentais das curvas de tensão vs. deformação, das quais foi possível obter valores médios do limite de resistência à tração (L.R.T.), do limite de escoamento (L.E.) e do alongamento específico para a liga Al-10%Sn correlacionados às amostras obtidas pelos quatro (04) diferentes métodos mencionados anteriormente, conforme mostrado na Tabela 1.

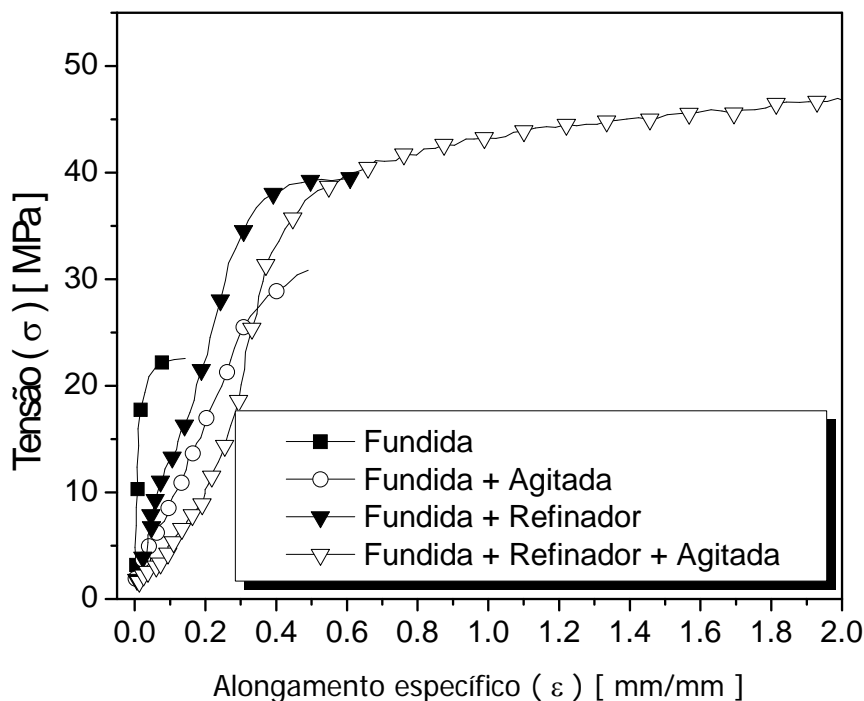


Figura 8: Curvas experimentais de tensão vs. alongamento específico da liga Al-10%Sn nos quatro (04) diferentes métodos de fundição das amostras.

Tabela 1: Propriedades mecânicas de amostras da liga Al-10%Sn obtidas por intermédio de quatro (04) métodos de preparação diferentes.

Método de preparo das amostras (liga Al-10%Sn)	L. R.T ($\sigma_{m\acute{a}x}$) [MPa]	L. E. (ϵ) [MPa]	Alongamento específico [mm/mm]
Fundida	23 (± 3)	18 (± 2)	0,15 ($\pm 0,05$)
Fundida + Agitada	32 (± 4)	18 (± 3)	0,49 ($\pm 0,11$)
Fundida + Refinador de grão	39 (± 3)	21 (± 4)	1,44 ($\pm 0,24$)
Fundida + Refinador + Agitada	49 (± 2)	20 (± 3)	3,15 ($\pm 0,98$)

A partir dos resultados mostrados na Tabela 1, observa-se que dentre as duas amostras que resultaram em **estruturas dendríticas** (Amostras: Fundida e Fundida + Agitada), aquela que apresentou menor tamanho de grão (0,68 mm) e menor espaçamento dendrítico ($\lambda_2 = 32 \mu\text{m}$) associados também a um menor nível de intensidade poros ($< 0,08\%$) teve um valor médio de L.R.T (Limite de Resistência à Tração, $\sigma_{m\acute{a}x}$) de 32 (± 4) com alongamento próximo à 0,50 % ($\pm 0,10$). Isso comprova o que têm sido reportado em literatura [1, 4-7, 20, 21], no que diz respeito ao refino dendrítico e tamanho de grão, embora tenha-se o conhecimento que os espaçamentos dendríticos podem apresentar efeito significativo nas propriedades mecânicas, sem mesmo qualquer alteração no tamanho de grão [5-7, 9].

Nesse contexto, observa-se que a amostra fundida com tamanho de grão da ordem de 2 a 2,5 vezes maior que aquela fundida e agitada, apresentou um $\sigma_{m\acute{a}x}$ quase que 2 vezes menor (entre 20 e 23MPa) e um alongamento específico também menor, porém na ordem de 3 vezes menor (sendo de 0,15% comparado com os 0,45% para aquela amostra fundida e agitada).

No que diz respeito à correlação das duas (02) amostras com **microestrutura celular** (amostras: adição de refinador e refinador e agitada), existe indicativo de que o nível de porosidade foi o fator que, predominantemente, afetou as propriedades mecânicas dessas amostras. Assim, partindo-se do princípio que todas as duas amostras mencionadas apresentaram uma mesma ordem de grandeza dos valores médios de tamanho de grão (entre 0,05 mm até 0,08 mm), quando comparando-se os parâmetros das amostras com

adição de refinador de grão e com refinador e agitada, esta última é aquela que apresenta λ_C de 67 μm associado a um $\sigma_{\text{máx.}}$ de 49 MPa (± 2) contra valores de λ_C e $\sigma_{\text{máx.}}$ de 86 μm e 39 MPa (± 3). Isso corresponde a decréscimo em torno de 10 MPa para uma variação apenas de λ_C em torno de somente 15 μm , mostrando que o efeito da porosidade neste caso foi o fator que afetou o decréscimo da propriedade mecânica. Resultado importante foi a similaridade entre os valores de limite de escoamento (σ_e) que mostraram-se na ordem de 20 ± 2 MPa para todas as amostras. Recentemente, similar comportamento foi verificado para ligas do sistema Al-Si por Osório et al. [24] e também no final da década de 80 por Rooy [25]. Assim, não se acredita que o espaçamento celular afete a deformação elástica, mas sim a plástica, uma vez que esse valor de limite de escoamento não está restritamente definido no limite entre as regiões elástica e plástica. Observa-se também uma proporcionalidade entre $\sigma_{\text{máx.}}$ e alongamento, ou seja, aumento no valor de $\sigma_{\text{máx.}}$ resulta em aumento no alongamento.

De modo geral, pode-se dizer que em todas as amostras analisadas, uma distribuição homogênea da fase rica em Sn, correspondendo aos espaçamentos celulares ou quando no caso da formação dendrítica, leva ao aumento do limite de resistência à tração ($\sigma_{\text{máx.}}$). Entretanto, o aumento na taxa de solidificação apresenta também outros benefícios, tais como redução dos gases aprisionados (diminuição da possibilidade de formação de porosidade) e maior distribuição da fase de Sn (que pode ser considerado como eutético-divorciado, Rooy [25]). Contudo, a melhora observada nas propriedades mecânicas não pode ser somente atribuída ao refino microestrutural.

4 CONCLUSÕES

A partir dos resultados experimentais obtidos, as seguintes conclusões podem ser tomadas para o presente trabalho:

1. Análise da macroestrutura das amostras da liga Al-10%Sn produzidas por diferentes processos de fundição, relevou que os valores médios dos tamanhos de grão foram aproximadamente de 2, 0,68, 0,053 e 0,083 mm, respectivamente na: *i. fundição convencional*, *ii. fundição com agitação mecânica*, *iii. fundição com adição de refinador de grão* (Al-5%Ti-1%B), *iv. refinador de grão mais a agitação mecânica*.
2. Dos experimentos, observou-se que valores de taxas de resfriamento na ordem de 0,60 a 0,75 $^{\circ}\text{C/s}$, propiciaram estruturas celulares e taxas de resfriamento na ordem de 1,75 a 2,55 $^{\circ}\text{C/s}$ resultaram em microestrutura dendríticas. Os valores médios de espaçamentos dendríticos e celulares correspondentes a cada uma das microestruturas produzidas foram: $\lambda_2 = 52 \mu\text{m}$ para taxa de resfriamento de 1,75 $^{\circ}\text{C/s}$ (microestrutura dendrítica, fundição convencional), $\lambda_2 = 32 \mu\text{m}$ para taxa de resfriamento de 2,55 $^{\circ}\text{C/s}$ (microestrutura dendrítica, fundição com agitação mecânica), $\lambda_C = 86 \mu\text{m}$ para taxa de resfriamento de 0,68 $^{\circ}\text{C/s}$ (microestrutura celular, fundição com adição de refinador de grão), $\lambda_2 = 67 \mu\text{m}$ para taxa de resfriamento de 0,75 $^{\circ}\text{C/s}$ (microestrutura celular, fundição com refinador e agitação mecânica).
3. No que diz respeito ao nível de porosidade entre as amostras com estrutura dendrítica (fundida e fundida e agitada), observa-se que aquela com maior taxa de resfriamento (taxa: 2,55 $^{\circ}\text{C/s}$) apresentou tanto menor nível de poros por área (0,08%), quanto menor diâmetro médio dos poros (5 μm), quando comparada com a amostra obtida em taxa de 1,75 $^{\circ}\text{C/s}$ (0,78% e 14 μm , respectivamente).
4. Dos resultados experimentais obtidos dos comportamentos mecânicos para as duas amostras que resultaram em **estruturas dendríticas** (Amostras: Fundida e Fundida + Agitada), pode-se dizer que aquela que apresentou menor tamanho de grão (0,68 mm) e menor espaçamento dendrítico ($\lambda_2 = 32 \mu\text{m}$) associados também a um menor nível de intensidade poros (< 0,08%) teve um valor médio de L.R.T (Limite de Resistência à Tração, $\sigma_{\text{máx.}}$) de 32 (± 4) com alongamento próximo à 0,50 % ($\pm 0,11$). Com isso, a amostra fundida com tamanho de grão da ordem de 2 a 2,5 vezes maior que aquela fundida e agitada, apresentou um $\sigma_{\text{máx.}}$ quase que 2 vezes menor (entre 20 e 23MPa) e um alongamento também menor, porém na ordem de 3 vezes menor (0,15% contra 0,45% para aquela fundida e agitada). No que diz respeito as duas amostras com **microestruturas celulares** (amostras: adição de refinador e refinador e agitada), pode-se dizer que o nível de porosidade foi o fator que, predominantemente, afetou as propriedades mecânicas dessas amostras. Assim, partindo-se do princípio que todas as duas amostras mencionadas apresentaram a mesma ordem de grandeza dos valores médios de tamanho de grão (entre 0,05 mm até 0,08 mm), quando comparando-se os parâmetros das amostras com adição de refinador de grão e com refinador e agitada, esta última é aquela que apresenta λ_C de 67 μm associado a um $\sigma_{\text{máx.}}$ de 49 MPa (± 2) contra valores de λ_C e $\sigma_{\text{máx.}}$ de 86 μm e 39 MPa (± 3). Isso corresponde a decréscimo em torno de 10 MPa para uma variação de

λ_c em torno de somente 15 μm , mostrando que o efeito da porosidade neste caso foi o fator que afetou o decréscimo da propriedade mecânica. Valores similares de limite de escoamento (20 ± 2 MPa) foram encontrados para todas as amostras.

5. O controle da microestrutura do lingote, em particular pelo controle de adição de refinadores ou agitação, pode influenciar na taxa de resfriamento final das amostras, o que pode ser usado como um método alternativo para produzir componentes fundidos com melhores resultados de propriedades mecânicas e qualidade dos fundidos.

5 AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem ao suporte financeiro fornecido pela FAPESP (Fundação de Pesquisa Científica do Estado de São Paulo, Brasil) FAEPEX-UNICAMP e CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico).

6 REFERÊNCIAS

- [1] PETCH, N. J., “The cleavage strength of polycrystals”, *Journal of Iron Steel Institute*, v. 174, pp. 25-28, May 1953.
- [2] LASALMONIE, A., STRUDEL, J., “Influence of Grain-Size on the mechanical behavior of some high-strength materials”, *Journal of Materials Science*, v. 21, n. 6, pp. 1837-1852, June, 1986.
- [3] KURZYDŁOWSKI, K. J., BUCKI, J. J., RALPH, B., GARBACZ, A., “The grain boundary character distribution effect on the flow stress of polycrystals: The influence of crystal lattice texture”, *Materials Science Engineering A*, v. 205, n. 1, pp. 127-132, January, 1996.
- [4] DONELAN, P., “Modelling microstructural and mechanical properties of ferritic ductile cast iron”, *Materials Science Technology*, v. 16, n. 3, pp. 261-269, March 2000.
- [5] OSÓRIO, W.R., GARCIA, A., “Modeling dendritic structure and mechanical properties of Zn-Al alloys as a function of solidification conditions”, *Materials Science Engineering A*, v. 325, n. 1-2, pp. 103-111, February, 2002.
- [6] OSÓRIO, W.R., SANTOS, C.A., QUARESMA, J.M.V., GARCIA, A., “Mechanical properties as a function of thermal parameters and microstructure for Zn-Al castings”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 143-144, pp. 703-709, December, 2003.
- [7] OSÓRIO, W.R., GOULART, P.R., GARCIA, A., SANTOS, G.A., MOURA, NETO C., “Effect of dendritic arm spacing on mechanical properties and corrosion resistance of Al 9 wt % Si and Zn 27 wt% Al alloys”, *Metallurgical Materials Transactions A*, v. 37, n. 8, pp. 2525-2537, August, 2006.
- [8] SANTOS, C.A., QUARESMA, J.M.V., GARCIA, A., “Determination of transient interfacial heat transfer coefficients in chill mold castings”, *Journal of Alloys and Compounds*, v. 319, n. 1, pp. 174-186, April, 2001.
- [9] GARCIA, A., *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*, 1ª edição, Campinas, Brasil, Ed. UNICAMP, 2001.
- [10] LI, H., SRITHARAN, T., LAM, Y.M., LENG, N.Y., “Effects of processing parameters on the performance of Al grain refinement master alloys Al-Ti and Al-B in small ingots”, *Journal of Materials Processing Technology*, v. 66, n. 1, pp. 253-257, 1997.

- [11] LIMMANEEVICHITR, C., EIDHED, W., “Novel technique for grain refinement in aluminium casting by Al-Ti-B powder injection”, *Materials Science and Engineering A*, v. 355, n.1-2, pp. 174-179, August, 2003.
- [12] KURZ, W., FISHER, D.J., “Fundamentals of solidification”, Trans Tech Publications, Switzerland, 1984.
- [13] PERRONE, A., ZOCCO, A., DE ROSA, H., ZIMMERMANN, R., BERSANI, M., “Al-Sn thin films deposited by pulsed laser ablation”, *Materials Science and Engineering C*, v. 22, n. 2, pp. 465-468, December 2002.
- [14] PATHAK, J.P, MOHAN, S., “Tribological behavior of conventional Al-Sn and equivalent Al-Pb alloys under lubrication”, *Bulletin on Materials Science*, v. 26, n. 3, pp. 315-320, April, 2003.
- [15] YUAN, G.C., Li, Z.J., LOU, Y.X., ZHANG, X.M., “Study on crystallization and microstructure for new series of Al-Sn-Si alloys”, *Materials Science and Engineering A*, v. 280, n. 1, pp. 108-115, March, 2000.
- [16] FLEMINGS, M.C. “Solidification processing”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, v.5, n.10, October 1974.
- [17] TUNCA, N., SMITH, R.W., “Variation of dendrite arm spacing in Al-Rich Zn-Al off-eutectoid alloys”, *Journal of Materials Science*, v. 23, n. 1, pp. 111-120, January, 1988.
- [18] BOUCHARD, D., KIRKALDY, J.S., “Prediction of dendrite arm spacings in unsteady-and steady-state heat flow of unidirectionally solidified binary alloys”, *Metallurgical and Materials Transactions B*, v. 28, n. 4, pp. 651-663, August, 1997.
- [19] ROCHA, O.L., SIQUEIRA, C. A., GARCIA, A., “Cellular spacings in unsteady-state directionally solidified Sn-Pb alloys”, *Materials Science and Engineering A*, v. 361, n. 1-02, pp. 111-118, November, 2003.
- [20] ROSA, D.M., *Estruturas celulares, transição celular/dendrítica e estruturas dendríticas na solidificação unidirecional transitória*, Tese de D.S.c em Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, UNICAMP, Campinas, SP, 2007.
- [21] OSORIO, W.R., ROSA, D.M., GARCIA, A., “A influência da microestrutura da liga Pb-0,85%Sb em seu comportamento eletroquímico”, *Revista Matéria*, v. 13, n. 2, pp. 246-257, June, 2008.
- [22] QUARESMA, J.M.V., *Correlação entre condições de solidificação, microestrutura e resistência mecânica*, Tese de D.S.c., Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP/FEM/DEMA, Campinas, SP, 1999.
- [23] QUARESMA, J.M.V., SANTOS, C.A., GARCIA, A., “Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings and mechanical properties”, *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 31, n. 12, pp. 3167-3178, December, 2000.
- [24] OSÓRIO, W.R., GARCIA, L.R., GOULART, P.R., GARCIA, A., “Effects of eutectic modification and T4 heat treatment on mechanical properties and corrosion resistance of an Al 9wt%Si casting alloy”, *Materials Chemistry and Physics*, v. 106, n. 2, pp. 343-349, December 2007.
- [25] ROOY, E.L., *Aluminum and Aluminum Alloys*, 15 ed., 743-770, ASM Handbook, 1988.