

INFLUÊNCIA DO Si E DO Mg NA EVOLUÇÃO DA FLUIDEZ E DA MACROESTRUTURA DE LIGAS DILUÍDAS DA SÉRIE 6XXX

Autores:

Ulysses Rodrigues dos Prazeres, Aluno de Graduação do Curso de Engenharia Mecânica CT/UFPA – Ulysses@ufpa.br; **Johnnyson Pereira Feitosa**, Aluno do Programa de Pós Graduação em Engenharia mecânica DEM/CT/UEPA – jfeitosa@ufpa.br; **Kleber Agustín Sabat da Cruz**, Aluno do Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da FEM/UNICAMP-SP; **Paulo Roberto de Oliveira Mattos**, Professor Ms. CEFET/PA; **José Maria do Vale Quaresma**, Professor Doutor DEM/CTUFPA – jmdovale@ufpa.br.

RESUMO

A maioria dos produtos metálicos são submetidos à solidificação em algum estágio de sua fabricação e, dependendo da maneira como o volume de metal líquido solidifica, uma vasta diversidade de estruturas e características será obtida. Este estudo terá como base a compreensão de como os elementos Silício e Magnésio afetam na evolução tanto da fluidez como da macroestrutura de solidificação em ligas diluídas da série 6xxx que tem por base o Alumínio. Foram vazadas ligas que modificaram os binários Al-0,6%Mg com teores de Si e Al-0,6%Si com teores de Mg, na faixa admissível de características das ligas da série 6000, em uma câmara que permitiu solidificação unidirecional. Para determinação das Curvas de Solidificação realizou-se o mapeamento das temperaturas em determinados pontos estratégicos no molde e no metal ao longo da solidificação. Posteriormente, com o auxílio destas curvas, foi possível determinar-se às curvas de velocidade experimentais através da obtenção das temperaturas liquidus das ligas em estudo. Em seguida realizou-se a metalografia para caracterização da evolução da macroestrutura das ligas estudadas. Observou-se que tanto o Silício como o Magnésio interferem na evolução da Fluidez. Na medida em que estes elementos tiveram seu teor aumentado houve um aumento progressivo desta característica apontando para uma alteração na afinidade do contato metal/molde, provocando um contato mais íntimo. À medida que o Silício tem seu teor aumentado a macroestrutura caminhou de equiaxial para colunar com nítidos sítios de transição, o mesmo não se conFigurando para a presença do magnésio apesar da transição ocorrer da mesma forma.

Palavras-chave: Fluidez, Macroestrutura, Ligas diluídas 6000.

1. INTRODUÇÃO

A maior ou menor eficiência de um metal e de suas ligas em ser aplicado no processo de fundição/solidificação está associada a sua afinidade com material do molde. Desta forma tem-se que a sua fluidez pode ser uma importante propriedade para tal finalidade. Verran et al⁽¹⁾ em seus estudos além de apresentar uma breve revisão bibliográfica sobre a importância do conhecimento da fluidez metálica para emprego no processo de fundição enfoca, também, os efeitos do teor e do tipo de elemento de liga bem como da temperatura de vazamento sobre a fluidez do Alumínio e de algumas ligas de Alumínio. Apesar das ligas fundidas de alumínio-silício e alumínio-silício-cobre serem importantes comercialmente, os dados sobre fluidez, incluindo a influência das variáveis de fundição, não foram ainda coletados. A maneira como importantes variáveis do processo, como o grau de superaquecimento, a composição da liga e a afinidade metal/molde afetam a fluidez e sua consequência sobre a estrutura produzida necessita ser investigado.

Em seus estudos Kim e Loper^(2; 3; 4) analisaram a fluidez das ligas Al-Si com variações de Cobre até aproximadamente 3,5%, para vários graus de superaquecimento e constataram que baixos teores de Cobre afetam esta propriedade do binário, como pode ser visto nas Figura 1 a seguir.

A Figura 1a apresenta os gráficos que mostram a variação da viscosidade do alumínio com elementos de liga comum. Pelo gráfico é possível observar que a viscosidade da liga decresce consideravelmente com aumento do teor de Si e de Mg. Por seu lado o Cu, mesmo em baixos teores, eleva esta propriedade.

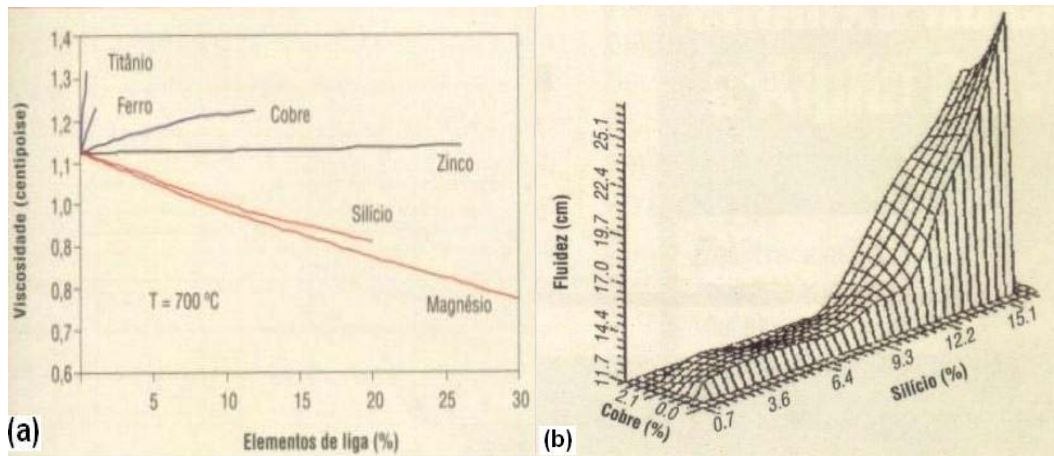


Figura 1 - Influência dos elementos de liga na viscosidade do alumínio, Verran⁽¹⁾ e na variação da fluidez do alumínio em função dos teores de silício e cobre, Kim e Loper⁽⁴⁾.

No gráfico da Figura 1b pode ser avaliada a forte influência do Si sobre a fluidez do alumínio o que já não acontece com o cobre que tende a inibir tal propriedade.

Por outro lado, para melhor entender-se da fluidez é necessário o conhecimento de uma importante propriedade dos metais fundidos: a viscosidade. Sobre este aspecto Wang⁽⁵⁾ sugere que a variação da temperatura de solidificação, a viscosidade, a tensão superficial do metal e a soma da presença de inclusões são os maiores fatores que determinam a fluidez da liga. O alto ponto de fusão do Si em relação ao Al, afeta a viscosidade da liga que decresce com o acréscimo do teor de Si.

Conseqüentemente ligas contendo teores elevados de Si possuem excelente fluidez, adições de Si contribuem para a redução na contração de solidificação da liga contribuindo também para sua resistência principalmente a trabalhos a quente. Segundo Kim e Loper^(2, 3, 4) este comportamento tem sido atribuído à influência do alto calor de fusão do Silício pro-eutético, muito maior do que o do alumínio ou do cobre, de modo que esta liberação intensa de calor durante a solidificação possibilita que as ligas com teores de silício mais elevados mantenham o estado líquido por mais tempo e assim molham melhor o molde. O modo de solidificação pode ser alterado para o crescimento de grão colunar com frente plana [caso das ligas diluídas] até a formação de dendritas colunares nas quais os braços são expostos e fraturam formando grãos equiaxiais [caso das ligas ricas em soluto] que fluem pela corrente de metal líquido.

A melhor molhabilidade do metal pelo molde pode ser associada à maior fluidez do metal ou da liga, e este aspecto pode ser associado ao “mushy zone” ou intervalo de solidificação ou faixa de solidificação que segundo Garcia⁽⁶⁾ trata da distancia das linhas “Liquidus/Solidus” para cada liga.

Para uma liga que possui um intervalo de solidificação curto, Figura 2, o “mushy” é mais fino e a casca sólida, que se forma sobre o menisco líquido nos instantes iniciais, é mais grossa, além disso a força motriz para a distorção desta casca é mais forte e aumenta com o tempo. Força motriz para a distorção térmica mais a pressão metalostática agem de tal forma que somente a região mais fina [região suposta com menor resistência mecânica] da casca ou região do menisco seja empurrada em direção à parede do molde, promovendo a formação das marcas superficiais, com péssimos reflexos na trabalhabilidade do lingote, principalmente, à frio.

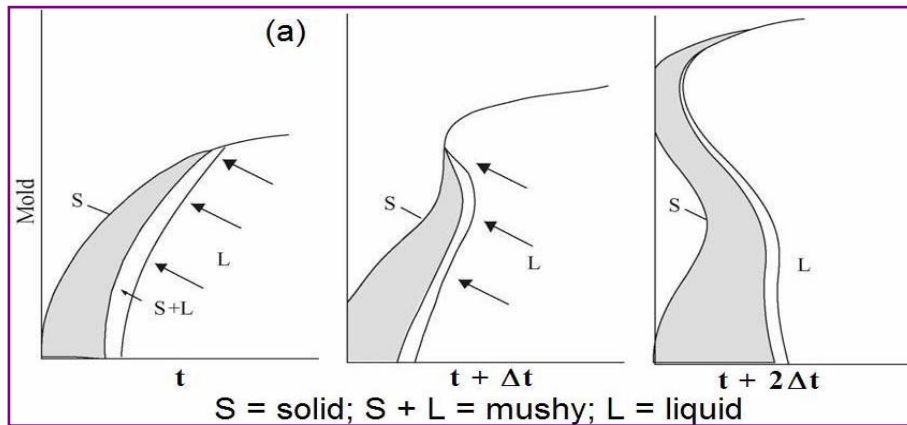


Figura 2 - Esquema ilustrativo da ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação curto ou baixa fluidez.

Quando se tem uma liga com intervalo de solidificação longo, Figura 3, ter-se-á um “mushy” espesso. Isto implica em uma casca sólida mais delgada, que é menos resistente à pressão metalostática, resultando na compressão desta casca sólida contra a parede do molde. Este fato evita a distorção térmica, inibindo a formação das marcas superficiais, com bons reflexos na trabalhabilidade do lingote.

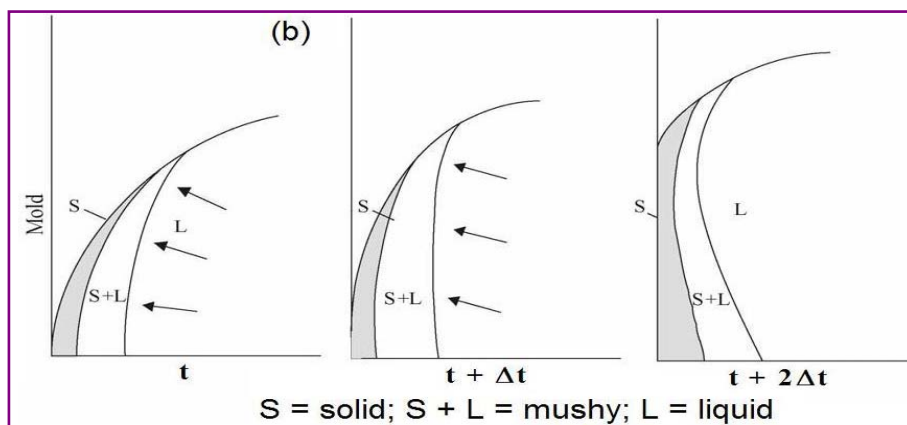


Figura 3 - Esquema ilustrativo da ação da pressão metalostática e da força motriz durante a solidificação de ligas com intervalo de solidificação longo ou alta fluidez.

Desta forma constata-se que a maior fluidez é um atributo do metal ou liga metálica que lhe permite molhar melhor o molde e, como conseqüência, interferir no processo de geração da estrutura final do fundido.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas ligas da série 6xxx, mais precisamente ligas do sistema Al-Mg-Si. As composições nominais das ligas 6101/6201 estão dispostas em uma faixa admissível, na qual os teores de Mg e Si se alteram sem comprometer a identidade das ligas. As faixas admissíveis para as ligas 6101/6201 são apresentadas na tabela (1).

Com o intuito de avaliar a influência da variação do silício e do magnésio nas propriedades mecânicas do ternário Al-Mg-Si, em teores de silício e de magnésio próximos aos limites admissíveis dos sistemas 6101/6201, adotou-se um critério de variação, onde se fixou o percentual de Mg presente em 0,6%, e o do Si foi variado de 0,4; 0,6; 0,8; 1,0 e 1,2 %; assim como se fixou o teor de Si em 0,6%, e o do Mg foi variado de 0,3; 0,5; 0,7; 0,9 e 1,1 %. A composição química das ligas utilizadas neste trabalho foi determinada em um espectrômetro de massa e a composição das ligas que foram mais utilizadas neste trabalho estão apresentadas na tabela (2).

Tabela 1 - Faixas Admissíveis da Liga 6101.

Liga	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	B
6101	0,3 a 0,70	0,50	0,10	0,03	0,35 a 0,80	0,03	0,10	0,06
6201	0,5 a 0,95	0,50	0,10	0,03	0,60 a 0,90	0,03	0,10	0,06

Tabela 2 - Composições Químicas das Ligas.

Ligas	Si %	Mg %	Fe %	Al	Outros %
Al-0,6%Mg-0,4%Si	0,382	0,617	0,170	98,78	0,043
Al-0,6%Mg-0,8%Si	0,813	0,612	0,154	98,39	0,021
Al-0,6%Mg-1,2%Si	1,22	0,628	0,159	97,86	0,098
Al-0,6%Si-0,5%Mg	0,6574	0,5388	0,1813	98,5896	0,0329
Al-0,6%Si-0,7%Mg	0,6184	0,7631	0,1746	98,4259	0,01800
Al-0,6%Si-1,1%Mg	0,6480	1,1326	0,1932	97,9939	0,0255

Após a fundição, as ligas foram vazadas, com 10% de superaquecimento, em um aparato de solidificação, no qual, na sua montagem, utilizou-se um bloco de aço SAE 1010 com 63 mm de espessura, que funcionou como molde e fonte extratora de calor proveniente do metal fundido, vazado no espaço interno da câmara com as seguintes medidas 60x60x110 mm. A Figura 4 apresenta um conjunto de informações úteis ao entendimento da experimentação.

O sistema todo é isolado de tal forma que a extração de calor se dê somente através do bloco metálico, gerando assim uma solidificação unidirecional. As temperaturas foram monitoradas durante a solidificação através de um conjunto de 6 (seis) termopares, sendo 4 (quatro) tipo “K” e dois tipo “J”, em posições específicas na câmara de vazamento, sendo que, os 4 (quatro) termopares tipo “K” foram colocados no metal, nas seguintes posições em relação à interface metal/molde: 7,5mm; 22,5mm; 37,5mm e 52,5mm, e os dois do tipo “J”, um foi posicionado no molde (bloco metálico) e o outro na interface molde/ambiente. Todos os termopares foram conectados por um cabo coaxial a um registrador de temperaturas e o histórico térmico das ligas capturado foi repassado posteriormente para um computador.

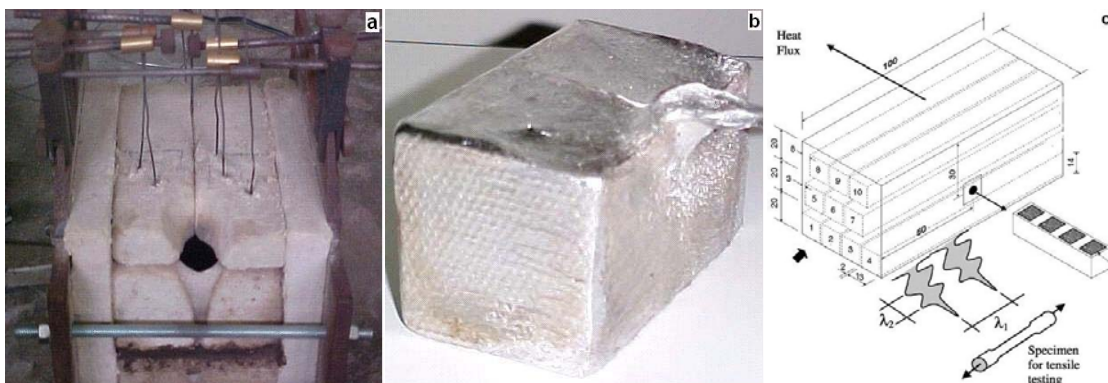


Figura 4 - (a) Câmara de vazamento e a disposição dos Termopares; (b) O formato do Lingote obtido e em (c) A disposição da retirada dos Cp's para caracterização do material.

Na Figura 5a, estão relacionadas as curvas provenientes dos termopares posicionados no metal em posições previamente escolhidas em relação a interface Metal/molde, evidenciano o resfriamento do mesmo e a curva de aquecimento do molde, obtida com termopar posicionado no

molde, à 5mm da interface metal/molde, ilustrando a história térmica experimental para a liga Al-0,6%Si-0,7%Mg.

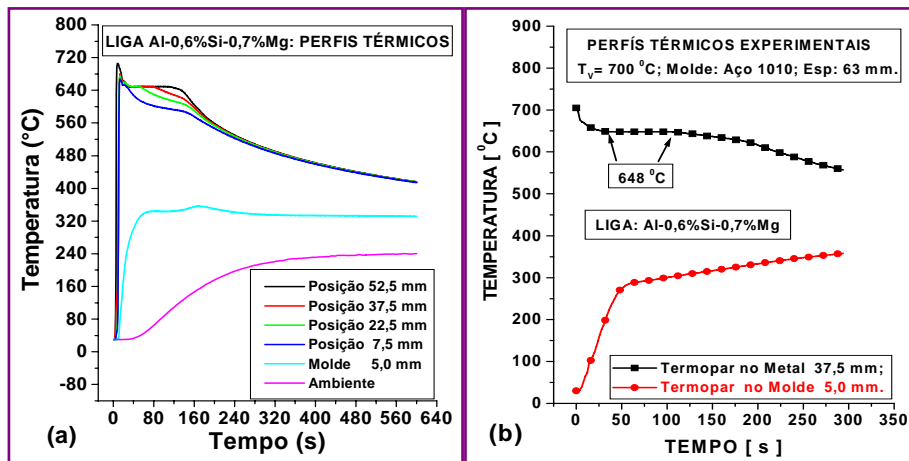


Figura 5 – Perfis Térmicos Experimentais obtidos do vazamento para a liga Al-0,6%Si-0,7%Mg, priorizando a posição 37,5 mm como forma de identificar T_L .

Dos perfis térmicos de cada posição, por exemplo 37,5mm, Figura 5b, objetivando a obtenção das temperaturas liquidus [T_L], traçou-se uma reta horizontal paralela ao eixo das abscissas [Tempos], partindo da invariância térmica até o eixo das ordenadas [Temperaturas]; em seguida, objetivando a determinação do tempo liquidus [t_L], partindo do perfil térmico e da invariância térmica traçou-se uma reta perpendicular ao eixo das abscissas que, ao cortá-lo, define o instante em que a isoterma liquidus atinge cada termopar. A definição de T_L ; T_V ; são fundamentais quando se objetiva a determinação do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde [h_i], através da técnica que utiliza a simulação no confronto dos perfis térmicos experimentais e teóricos, como mostra a Figura 6.

Esta técnica indireta de determinação da condutância térmica metal/molde consiste em mapear experimentalmente as temperaturas em determinados pontos do molde e do metal ao longo da solidificação e posteriormente, confrontar os perfis térmicos ou curvas de resfriamento experimentais com as curvas teóricas, obtidas por simulação utilizando-se um modelo numérico de solidificação, que tenha sido prévia e devidamente aferido.

3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

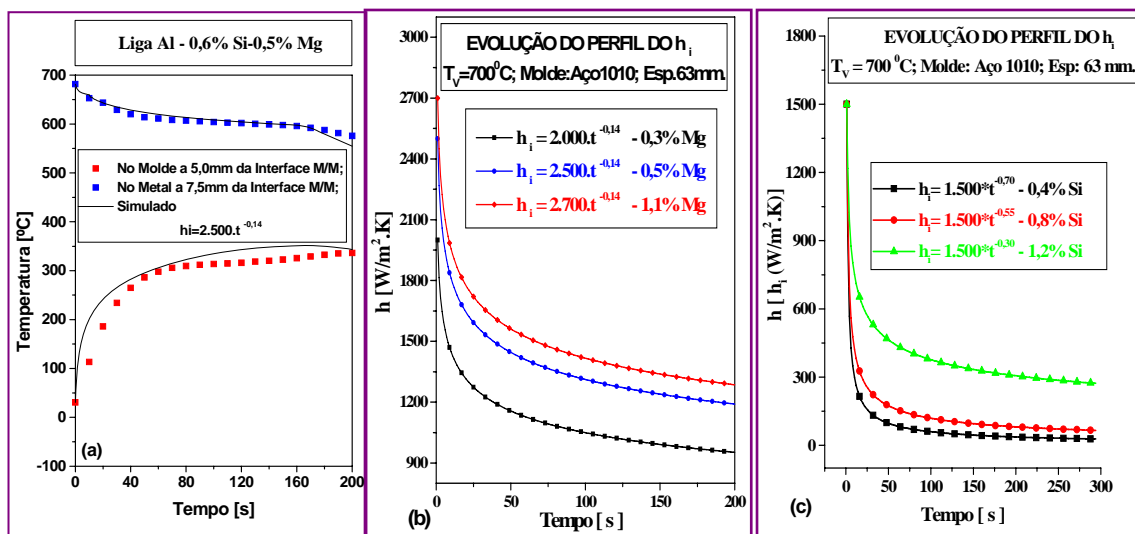


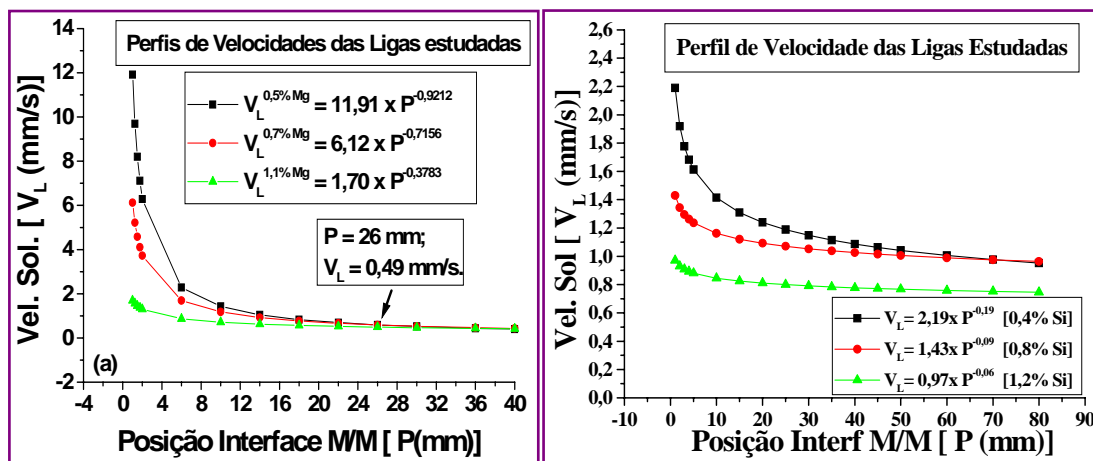
Figura 6 - Perfis térmicos experimentais/simulados para as ligas em estudo: Em (A) liga Al- Al-0,6%Si-0,5%Mg e em (C) liga Al-0,6% Si-1,1%Mg.

A Figura 6(a) mostra os perfis térmicos experimentais/simulados para as ligas, Al-0,6%Si-0,5%Mg, no metal a 7,5 mm e no molde a 5 mm da interface metal/molde, como exemplo. As simulações numéricas foram realizadas utilizando-se de um modelo matemático desenvolvido pelo GPS/DEMA/FEM/UNICAMP. Por tratar-se de ligas diluídas de Alumínio, decidiu-se utilizar as propriedades termofísicas do alumínio puro, que foram retiradas da literatura^(7; 8). Nota-se que há uma boa concordância entre os resultados simulados com os experimentais, indicando que os valores obtidos para o h_i são confiáveis e testemunhando a boa qualidade da ferramenta numérica desenvolvida. Nas Figura 6(b) e 6(c) encontram-se relacionadas as curvas de h_i obtidas para três modificações com o Mg e com o Si, respectivamente. Pode ser observado que na medida em que os teores de Mg/Si crescem, o valor de h_i também aumenta. Os valores mais elevados do h_i para a liga com 1,1% Mg/1,2%Si devem-se a sua melhor capacidade de molhar o molde.

Estes resultados estão de acordo com os estudos recentes sobre viscosidade/fluidez^(1; 4) que sugerem que ligas de Alumínio com presença de Silício e Magnésio apresentam maior fluidez, à medida que o teor destes elementos crescem, dentro de certos limites, na liga.

Após esta etapa e a partir dos perfis térmicos experimentais, foram obtidas as curvas que descrevem a variação da Velocidade da Isoterma *Liquidus* com a distância da interface metal/molde, o resultado está mostrado na Figura 7 a seguir para as ligas Al-0,6%Mg –[0,4; 0,8 e 1,2]%Si e Al-0,6%Si-[0,5; 0,7 e 1,1]%Mg.

Nos gráficos da Figura 7 constata-se mais uma vez que a curva correspondente à liga com os teores 1,1%Mg e 1,2%Si apresentaram valores mais baixos de V_L demonstrando que o processo foi sensivelmente mais lento quando comparado ao da solidificação das outras ligas.



Figuras 7 – Curvas que descrevem a variação da velocidade da isoterma liquidus (V_L) com a distância da interface M/M em função da evolução do Si e do Mg.

Com base nos resultados com relação aos parâmetros: velocidade da isoterma liquidus (V_L) e o coeficiente interfacial metal/molde (h_i), observa-se existir uma correspondência entre eles no sentido de: maiores valores de h_i menores valores de V_L . Este fato está de acordo com a relação analítica existente entre estes dois parâmetros para ligas diluídas representada pela equação 1^[8], particularmente nos instantes iniciais da solidificação [$S \leftrightarrow 0$].

$$t = \frac{1}{4a_s \phi^2} S^2 + \frac{L \cdot d_s}{(T_f - T_0) h_i} S \quad \text{Tempo de Solidificação} \quad 1$$

A diferenciação da equação (1) possibilita obter a equação da Velocidade de Deslocamento da Isoterma Liquidus [V_L] na forma da equação (2):

$$V_L = \frac{ds}{dt} = \left(\frac{1}{2a_s \phi} S + \frac{L \cdot d_s}{(T_f - T_0) h_i} \right)^{-1} \quad \text{Velocidade de Solidificação} \quad 2$$

E quando [S ↔ 0] obtém-se a Velocidade Inicial do processo na forma da equação 3..

$$V_L = \frac{ds}{dt} = \left(\frac{L \cdot d_s}{(T_f - T_0) h_i} \right)^{-1} \quad \text{Velocidade Inicial de Solidificação} \quad 3$$

Indicando ser a solidificação, nos instantes iniciais, exclusivamente dependente do Coeficiente de Transferência de Calor da Interface Metal/Molde [h_i] que tende a ser maior para a liga mais diluída por apresentar contato inicial mais íntimo entre o metal e o molde. Estas evidências permitem refletir melhor sobre a molhabilidade maior à medida que o teor de soluto cresça na liga.

Mesmo que se saiba que nem o Si e nem o Mg apresentem a tendência potente de refinar grão, fica evidente que aumentam a fluidez do Alumínio e de suas ligas e, como consequência, estas ligas molham melhor o molde e deste contato mais íntimo surge uma camada sólida espessa que, por sua vez, aquece o molde que se expande e este movimento, de contração do metal e expansão do molde, tende a contribuir para o descolamento parcial do metal do molde. O molde ao aquecer-se facilita a ação da pressão metalostática que o metal líquido remanescente exerce sobre a camada sólida formada empurrando-a para perto do molde. Desta forma, surgem “Gap’s” de ar cada vez menos significativos entre estes.

Todas essas consequências comportamentais provocarão arranjos estruturais diferentes, os quais refletirão diretamente no comportamento físico do fundido.

A crescente facilidade na transferência de calor entre o metal e o molde tem consequência direta na forma da estrutura bruta de fusão produzida, como pode ser avaliada através da análise da Figura 9 e da equação 4^[7; 8].

$$\dot{T} = \frac{d_s \cdot L}{k_s} V_L^2 \quad \text{Taxa de Resfriamento} \quad 4$$

Na qual L, Calor Latente de Fusão = 385.000 J/Kg; d_s , Densidade = 2.550 Kg/m³; k_s , Condutividade Térmica = 222 W/m.K^(7; 8).

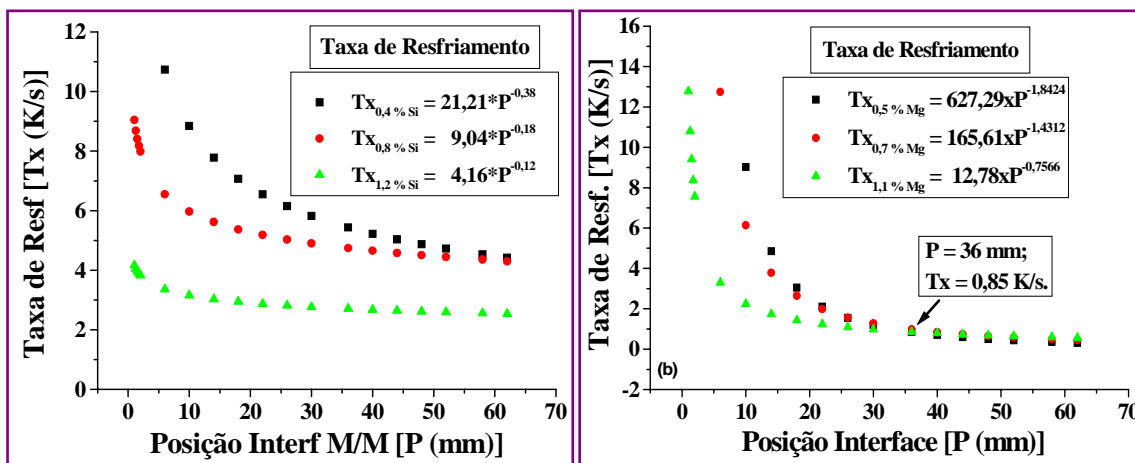


Figura 8 – Correlação entre a Taxa de Resfriamento, a Posição em relação à Interface M/M e o teor de Solutos das ligas: Em [a] variação do teor de Si e [b] variação do teor de Mg.

Com a obtenção das equações experimentais para a velocidade da isoterma liquidus obtidas a partir das curvas de solidificação, apresentadas na Figura 7, as Taxas de Resfriamento obtidas pela equação 4 e plotadas na Figura 8 podem ser entendidas como as responsáveis pela formação da primeira camada sólida, por sua espessura, por sua contração e pela formação do “Gap” de ar. E, desta forma, pode-se inferir que: h_i maiores, provocam camadas sólidas espessas que aquecem o

molde e se contraem suavemente e, influenciada pela pressão metalostática, geram “Gap’s” menores provocando estruturas grosseiras [colunar] por serem produzidas com baixas Velocidades de Solidificações e baixas Taxas de Transferência de Calor que inibem o movimento convectivo intenso no metal líquido à medida em que cresce o teor de soluto na liga, como fica evidente na Figura 9, na qual tem-se a macroestrutura da faixa central do lingote com as dimensões [20x60]mm.

Na Figura 9, é possível observar que à medida que o teor de Mg aumenta ocorre nítida mudança na forma da estrutura bruta de fusão, partindo de grãos colunares pequenos para colunares nitidamente alongados com evidente transição colunar/equiaxial para todas as ligas à cerca de 28,9mm da interface metal/molde, como ilustrado pelas setas^[12]. O comportamento da evolução do Si apresenta-se totalmente diferente ao do Mg apesar de apresentar uma região de transição estrutural, provavelmente por seu maior calor latente de fusão.

Estudos sobre a trabalhabilidade de ligas da série 6000, solidificadas unidirecionalmente e laminadas à frio, no qual o binário Al-0,6%Mg foi modificado com teores de Si^(9; 10), evidenciam que a evolução do teor de Si ao construir estruturas heterogêneas com nítidas regiões de transição colunar/equiaxial diminuiu a trabalhabilidade à frio das ligas estudadas.

Estudos sobre o efeito do teor de Si associado a variação do teor de cobre sobre as ligas da série 6000, desta feita através da análise dos resultados de ensaios de tração, evidenciam que apesar da crescente fluidez pela presença do Si, não contribuiu para melhorar a trabalhabilidade destas ligas⁽¹¹⁾.

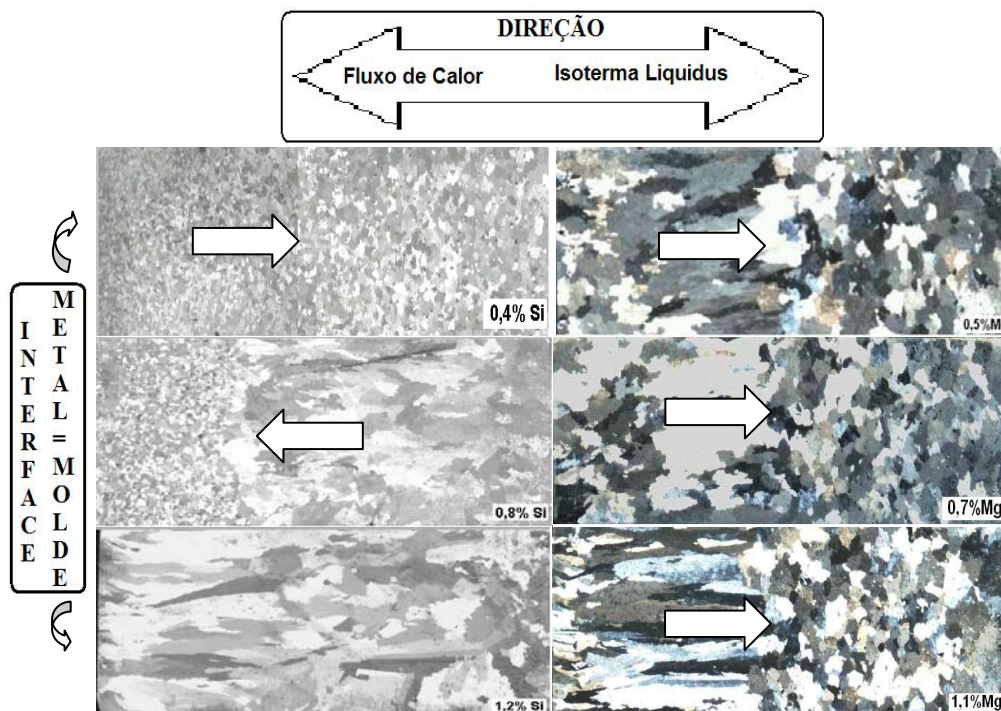


Figura 9 – Evolução da macro estrutura de solidificação em função do teor de soluto na liga.

4. CONCLUSÃO

Valores de v_L maiores geram “Gap” de ar menores que aquecem o molde e provocam menores V_L favorecendo o crescimento de grãos colunares e contribuindo para baixar a Taxa de Resfriamento, na medida em que o teor de soluto cresce.

As variáveis Velocidade de Solidificação e Taxa de Resfriamento apresentaram, para o caso do Mg, valores convergentes a partir da metade do lingote, coincidindo com a região de transição estrutural.

Nos níveis estudados, os teores de Mg mostraram tendencia em estabilizar a estrutura colunar nas proximidades da parede do molde, sugerindo o uso de potentes reginadores de grão.

Esta associação crescentes de teores de Si e Mg com fluidez, quando se desejar melhores performance mecânica [trabalhabilidade] deve ser rigorosamente observada, pois a elevação da fluidez por provocar melhor molhabilidade do molde pelo metal tem como consequência a formação de “Gap’s” de ar, entre estes cada vez menores associado a formação de grãos grosseiros, pelo decréscimo da Taxa de Resfriamento e baixa Velocidade de Solidificação, que podem colocar em risco a performance desejada.

5. AGRADECIMENTOS

Os Autores agradecem o apoio financeiro e a doação de materiais e matérias-primas a ELETRONORTE e a ALUBAR METAIS S/A.

6. REFERÊNCIAS

1. VERRAN, G. O., PALOSHI Jr. J. e ARAUJO NETO, E. Método Alternativo para Medição do índice de Fluidez de Ligas de Al em Coquilhas. **Fundição e Serviços**, n° 134, pp.70-79, fevereiro, 2004.
2. LOPER, D. R. Jr. Fluidity of aluminum-silicon casting alloys. **Trans. Amer. Foundrym. Soc.** n° 100, pp.533-538, 1992.
3. KIM, J. M. e LOPER, D. R. Jr. Effect of Solidification Mechanism on Fluidity of Al-Si Casting Alloys. *AFS Transaction*, n° 95, pp.521-529, 1995.
4. KIM, J. M. e LOPER, D. R. Jr. A Influência da Solidificação sobre a Fluidez das Ligas de Alumínio-Silício. **Fundição e Serviços**, n° 75, pp.14-28, março, 1999.
5. WANG, L.; MAKLOUF, M; APELIAN, D. Aluminium die casting alloys: alloy composition, microstructure, and properties-performance relationships. **International Materials Reviews**, v.40, n.6, p.221-237, 1995.
6. QUARESMA, J. M. V.; CHEUNG, N. e GARCIA, A. The effect of solidification thermal variables on surface quality of Al-Cu ingots. **Journal of Alloys and Compounds**, xxx (2006) xxx-xxx.

Dissertação de mestrado

9. CRUZ, K. A. S. - **Efeito do Teor de Si no Comportamento Físico e Estrutural de Ligas Diluídas Al-Mg-Si Solidificadas Unidirecionalmente**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Belém. 2004.
10. MAIA, Raimunda F. S. - **Avaliação da Trabalhabilidade e da Macroestrutura em Ligas Diluídas Al-Mg-Si Laminadas a Frio**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Belém. 2005.
11. MOREIRA, D. A. - **Influência do Cu nas Ligas Al-0.6%Mg-(0.4%;0.8%;1.2%) Si em Relação à Condutividade Elétrica e Propriedades Mecânicas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Belém. 2005.
12. MATTOS, P. R. O. - **Desenvolvimento de Ligas Diluídas de Al-Mg-Si com variação do Magnésio para determinação da Trabalhabilidade**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal do Pará, Belém. 2005.

Tese de Doutorado

7. QUARESMA, J. M. V. ; Correlação entre Parâmetros térmicos, Microestruturas e propriedades mecânicas da Liga Al-Cu. Tese de doutorado, UNICAMP/ FEM/DEMA , 1999)

Livro

8. GARCIA, A. - **Solidificação: Fundamentos e Aplicações**. Editora da UNICAMP, Campinas, Brasil, 2001.

INFLUENCE OF Si AND Mg ON FLUIDITY EVOLUTION AND ON MACROSTRUCTURE OF 6XXX SERIES DILUTES ALLOYS

Authors:

Ulysses Rodrigues dos Prazeres, Mechanical Engineering Graduating CT/UFPA – Ulysses@ufpa.br; **Johnyson Pereira Feitosa**, Mastering Engineering Graduating DEM/CT/UFP – jfeitosa@ufpa.br; **Kleber Agustín Sabat da Cruz**, Doctoring at FEM/UNICAMP-SP; **Paulo Roberto de Oliveira Mattos**, Master of CEFET/PA; **José Maria do Vale Quaresma**, Doctor of DEM/CTUFPA – jmdovale@ufpa.br.

ABSTRACT

The majority of metallic products is submitted to solidification in some manufacture stage and, depending on way like a metal volume solidifies, a wideness of structures diversity and characteristics will be formed. This paper has as base a comprehension about the manner of the elements Silicon and Magnesium affect as much on fluidity evolution as macrostructure solidification evolution on 6XXX series dilute aluminium alloys. It was punched out alloys that modify Al-0.6%Mg binary alloys with contents of Si and Al-0.6%Si with contents of Mg, on admissible rate to 6000 series alloys characteristics, into chamber that permitted a directional solidification. To determination of solidification curves it realized a temperature mapping on ordered strategic points on mold and on metal along the solidification. After, from this curves, was possible to determinate the speed of solidification from the liquidus temperatures alloys obtained in this research. It realized metallographic analyze to macrostructure characterization evolution of alloys studied. It observed that as much Silicon as Magnesium intervenes on fluidity evolution. As these contents were increased the intervening of Si and Mg increases progressively on alloy and had a change on affinity of metal/mold contact, provoking a better contact. When the content of silicon is increased the macrostructure changes of equiaxial grains to colunar grains with clear sites, the same don't occur with content of magnesium although the transition occur the same way.

Keywords: Fluidity, macrostructure, 6000 dilute alloy