

## **CORRELAÇÃO ENTRE VARIÁVEIS TÉRMICAS, MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA A356 SOLIDIFICADA UNIDIRECIONALMENTE**

**Crystopher Cardoso de Brito<sup>1</sup>**  
**Cleyson de Paula Torres Lameira<sup>1</sup>**  
**Marcio Silva dos Santos<sup>1</sup>**  
**Cláudio Alves Siqueira Filho<sup>2</sup>**

<sup>1</sup> Universidade Federal do Pará. Folha 17, Qd. 04, Lt. Especial CEP: 68505-080 – Marabá- PA. [cc.brito@ymail.com](mailto:cc.brito@ymail.com)

<sup>2</sup> Universidade Federal da Paraíba . Cidade Universitária - CEP: 58059-900 João Pessoa-PB. [siqueira@ct.ufpb.br](mailto:siqueira@ct.ufpb.br)

**Resumo:** No presente trabalho, foram realizados experimentos com a liga A356 (Al-7%Si-0,5%Mg) para analisar a solidificação unidirecional horizontal em condições transitórias de fluxo de calor. Abordagens experimentais foram desenvolvidas para a determinação quantitativa de variáveis térmicas de solidificação, tais como: velocidades de deslocamento das isothermas líquidas; taxas de resfriamento à frente das isothermas líquidas. O trabalho analisou também a dependência dos espaçamentos interdendríticos em relação às variáveis térmicas de solidificação em função do superaquecimento de 30 e 61°C acima da  $T_L$ . Esses parâmetros dendríticos experimentais, referentes à solidificação das ligas A356, são correlacionados com a evolução microestrutural. Os resultados experimentais obtidos através de ensaios de dureza são correlacionados com a microestrutura dendrítica, estabelecendo-se leis experimentais.

**Palavras-chave:** Liga A356; Solidificação Direcional; Modificação Estrutural; Propriedades Mecânicas.

### **1. INTRODUÇÃO**

Nos últimos anos as novas técnicas de processamento e de manufatura de peças e componentes metálicos mostram que, com exceção dos artigos produzidos por técnicas de metalurgia do pó, todos os demais passam pelo menos uma vez pelo processo de solidificação <sup>(1)</sup>. Isso faz com que a fundição constitua a rota mais econômica na conformação de uma peça metálica, desde que o ponto de fusão não seja extremamente elevado.

A estrutura que se forma imediatamente após a solidificação determina as propriedades do produto final. Em geral, a macroestrutura de solidificação pode apresentar três zonas distintas: zona coquilhada, zona colunar e zona equiaxial. As três zonas podem não estar presentes em um mesmo caso; entretanto, quando um metal fundido contém grãos colunares e equiaxiais, a transição entre as duas morfologias dá-se em uma faixa estreita, com as zonas colunar e equiaxial completamente distintas. Peças fundidas ou lingotes de materiais metálicos podem apresentar estruturas completamente colunares ou totalmente equiaxiais, dependendo da composição química da liga e das condições de solidificação. A determinação do ponto onde ocorre a TCE é importante para planejamento do processo que irá gerar as propriedades mecânicas finais do produto <sup>(2)</sup>.

Os tipos de microestruturas presentes em uma liga estão fortemente relacionados com a forma da interface entre o sólido e o líquido (S/L) durante o processo de solidificação. Pode-se passar da forma plana dos metais puros para estruturas celulares e dendríticas, em decorrência de alterações nos parâmetros térmicos do sistema metal/molde durante a solidificação. As dendritas constituem-se em formações monocristalinas que possuem direções de máximo crescimento bem definidas e que se desdobram em ramificações primárias, secundárias e terciárias com espaçamentos regulares.

Os espaçamentos dendríticos exercem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas de ligas em seu estado bruto de solidificação. Nesse sentido, a determinação correta dos parâmetros que controlam esses espaçamentos durante a solidificação é fundamental. Os braços dendríticos secundários formam-se nas proximidades das pontas das dendritas e com poucas ramificações uniformemente espaçadas. Entretanto, esses espaçamentos aumentam à medida que se aproximam da raiz da dendrita <sup>(3)</sup>.

Entre as ligas comerciais do sistema Al-Si, destaca-se a liga A356 (Al-7Si-0,5Mg), sendo utilizada em muitas aplicações da engenharia elétrica, marinha, automotiva e aeroespacial. O atrativo de suas características ocorre por ela

apresentar baixas quantidades de impurezas e de fases intermetálicas, além de sua boa fluidez no estado líquido, elevada relação resistência/ peso e baixo custo <sup>(3)</sup>.

Desta maneira analisou-se a influência do superaquecimento ( $\Delta T_V$ ) na evolução microestrutural correlacionando a dureza com o espaçamento dendrítico secundário ( $\lambda_2$ ) para as posições 3, 5, 7, 15, 30 e 50 mm da interface metal/molde na base da lingoteira.

## 2. MATERIAL E MÉTODOS

### 2.1. Material

A liga A356 foi obtida a partir da fusão do alumínio a 760 °C. Após a fusão do alumínio, o silício e posteriormente o magnésio são adicionados, e o cadinho é levado novamente para o forno para completa difusão do Si e do Mg. É feita uma limpeza do banho para a retirada da escoria. A Tabela 1 mostra a composição química da liga segundo o padrão ASTM.

TABELA 1 – Composição Química da liga A356 <sup>(4)</sup>

Constituintes	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Ti
Composição	7,0	0,5	0,2	0,2	0,2	-	0,1

### 2.2. Parâmetros do Processo

Após a fusão do material a liga foi vazada numa lingoteira de aço Inox posicionada dentro do forno de Solidificação Direcional Ascendente refrigerado a água, Figura 1. A TL da liga A356 igual a 615 °C <sup>(4)</sup> os parâmetros desta pesquisas foram baseados na variação do superaquecimento ( $\Delta TV$ ), e foram utilizados três diferentes valores:

- 5% da  $T_L = 645,6$  °C
- 10% da  $T_L = 676,5$  °C.

Foram monitoradas as curvas de extração de calor através de termopares do tipo K conectados a um Registrador de temperaturas com interface on-line a um computador onde os dados são armazenados.

Posteriormente foram feitas as análises da taxa de resfriamento, velocidade da isoterma *liquidus* e gradiente de temperatura. Os termopares foram posicionados a 3, 5, 7, 15, 30 e 50 mm da base da lingoteira.

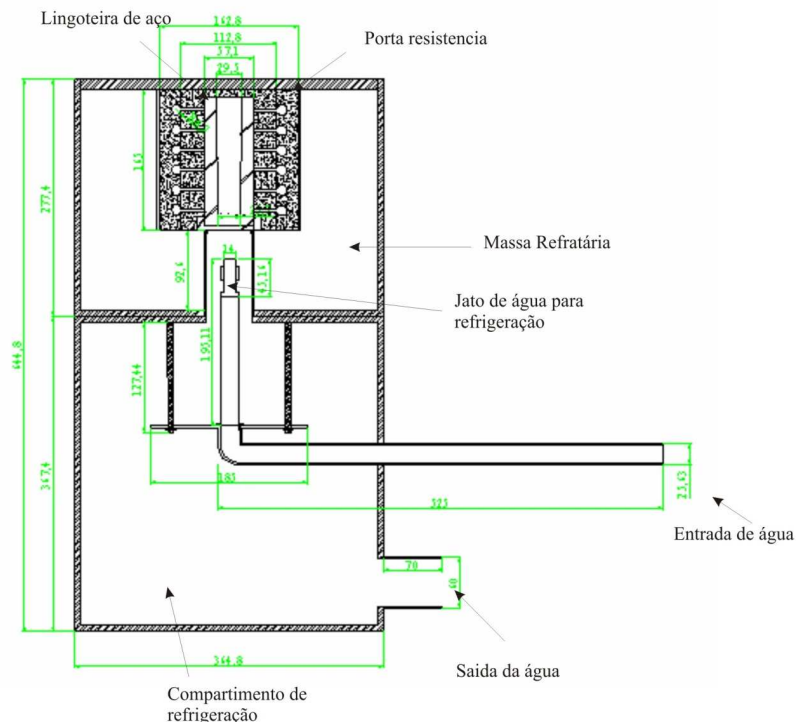


Figura 1. Desenho esquemático do Forno de Solidificação Unidirecional

### 2.3. Análise Macroestrutural e Microestrutura

A análise macroestrutural foi realizada a partir do seccionamento do lingote na direção longitudinal em relação ao centro. A macroestrutura foi obtida através de ataque químico com o reagente de Tucker<sup>(5)</sup> (45 ml HCl, 15 ml HNO<sub>3</sub>, 15 ml HF e 25 ml de H<sub>2</sub>O).

A microestrutura foi revelada através da técnica de eletropolimento e ataque eletrolítico usando uma solução eletrolítica MEPEP (solução de ácido perclorido diluído em metanol). A voltagem para polimento e ataque foi de 20V amperagem de 1,5A e tempo de aplicação de 12 a 15 segundos. As microestruturas foram capturadas e analisadas através de microscopia ótica.

### 2.4. Dureza

O ensaio de dureza foi realizado nos pontos correspondentes as posições das análises térmicas, ou seja, a 3, 5, 7, 15, 30 e 50 mm da interface metal/molde. Foram realizadas três indentações para cada posição e ao fim tirou-se uma média. Nesse ensaio foi utilizada uma carga de 1 kg, e mediu-se na escala Brinell.

## 3. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 3.1. Curvas de resfriamento

Considerando a liga analisada, para cada superaquecimento foram obtidos os mapeamentos de temperaturas para quatro posições dos termopares no metal a partir da interface metal/molde.

A Figura 2 mostra as curvas de resfriamento, respectivamente, para superaquecimento de  $\Delta T_V=5\%T_L$  e  $\Delta T_V=10\%T_L$ . As posições dos termopares durante os ensaios experimentais foram definidas visando ao máximo obedecerem às possibilidades unidirecionais de extração de calor, bem como a importância dos instantes iniciais do processo de solidificação. Verificou-se que um aumento de 30°C no superaquecimento foi suficiente para modificar o padrão da extração de calor.

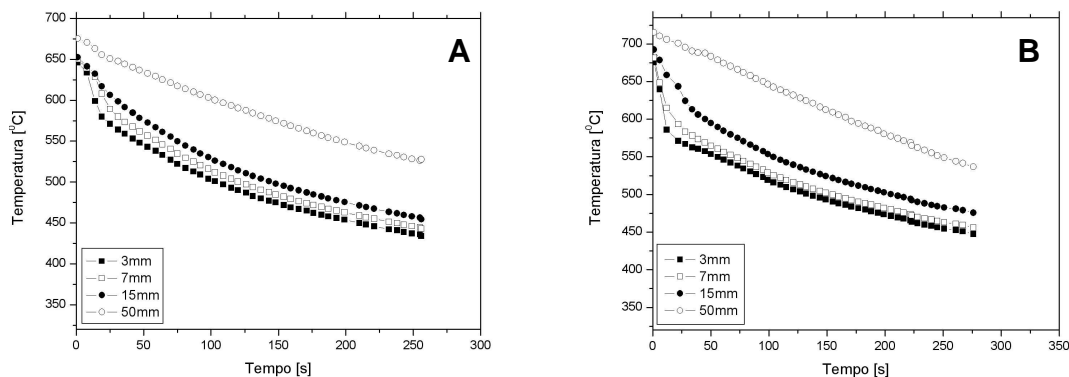
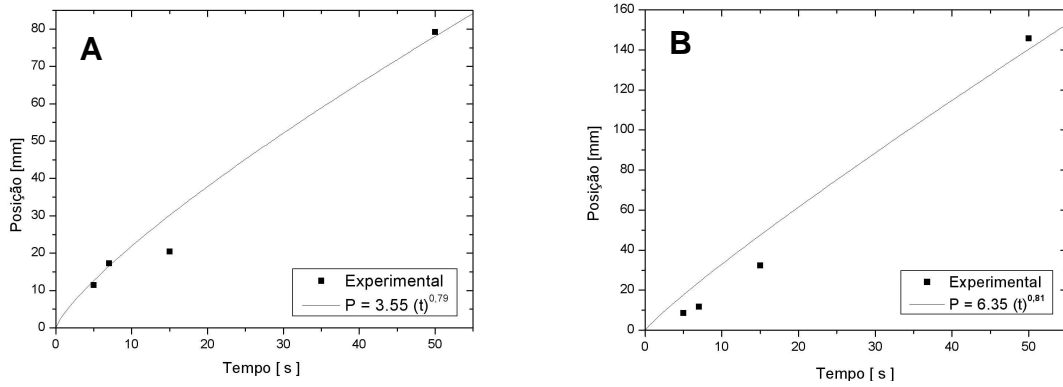


Figura 2. Perfis térmicos experimentais para a liga A356 com superaquecimento de: a) 5% da  $T_L$  e b) 10% da  $T_L$ .

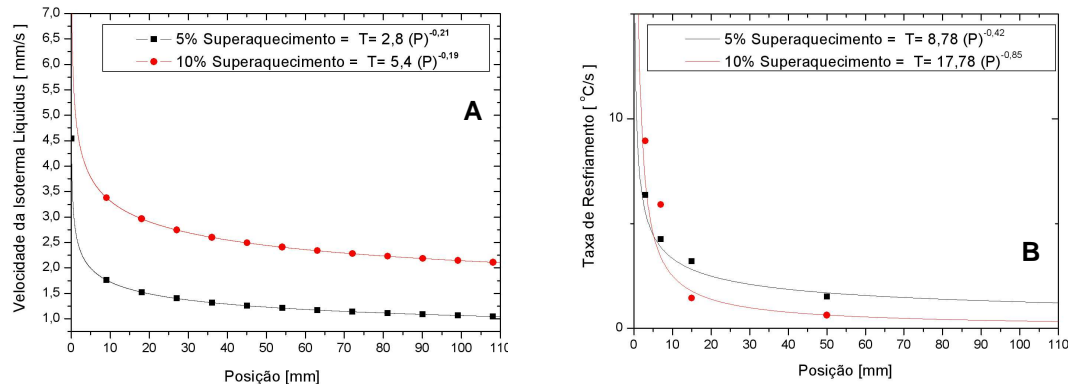
### 3.2. Variáveis Térmicas de Solidificação

A partir das curvas de resfriamento foi possível estabelecer a relação Posição/Tempo para cada superaquecimento. Os resultados experimentais apresentados são obtidos a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* ( $T_L$ ) com as curvas de resfriamento para cada posição dos termopares. A Figura 3 apresenta os resultados experimentais segundo a expressão  $[P = f(t)]$ <sup>(6,7)</sup>.



**Figura 3. Gráfico Posição/Tempo para a liga A356 com superaquecimento de: a) 5% da  $T_L$  e b) 10% da  $T_L$ .**

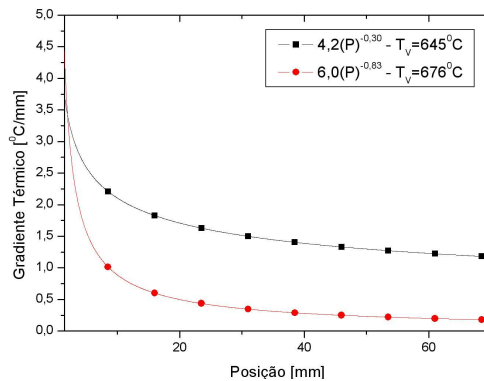
A Figura 4 mostra as curvas experimentais que representam velocidade da isoterma *liquidus* e a taxa de resfriamento. As velocidades da isoterma liquidus ( $V_L$ ) experimentais, para todos os casos analisados, são determinadas por meio da derivada da função  $P = f(t)$  obtida experimentalmente, Figura 4a. Na interface metal/molde a velocidade da isoterma *Liquidus* para os superaquecimentos de 5% da  $T_L$  e 10% da  $T_L$  respectivamente foram de 2,22 e 4,17 mm/s, aumentando cerca de 85% na  $V_L$ . Observou-se ainda que a  $V_L$  diminuiu para as posições mais afastadas da base refrigerada.



**Figura 4. Gráfico: a) Velocidade da Isotherma *Liquidus* X Posição; b) Taxa de Resfriamento X Posição**

Observou-se na Figura 4b, a evolução da taxa de resfriamento à frente da isoterma *liquidus* durante a solidificação para os superaquecimentos analisados. Entretanto notou-se uma mudança no comportamento da  $\dot{T}$ . Para 30°C de superaquecimento na interface metal/molde a  $\dot{T}$  foi de 6,36°C/s e na TCE foi de 1,24 °C/s, nas mesmas condições e para 61°C obteve-se respectivamente 8,46°C/s e 0,32°C/s, mostrando dessa forma um inversão na taxa de resfriamento à medida que liga foi solidificando.

A Figura 5 apresenta os valores do gradiente térmico no líquido, onde se observa que, à medida que se elevam os valores do superaquecimento, o gradiente térmico no líquido tende a diminuir. Isto ocorre devido ao aumento da resistência térmica metal/fluido que diminui a extração de calor por condução através da frente de solidificação.



**Figura 5. Gráfico do Gradiente Térmico X Posição.**

A Tabela 2 mostra os valores de cada parâmetro térmico em função do superaquecimento associadas ao ponto onde ocorreu a TCE.

**Tabela 2** - Parâmetros Térmicos Associados à TCE para Liga A356

Liga A356 (Superaquecimento)	Posição TCE [mm]	Velocidade Isoterma <i>Liquidus</i> ( $V_L$ ) [mm/s]	Gradiente de Temperatura ( $G_L$ ) [°C/m]	Taxa de Resfriamento ( $\dot{T}$ ) [°C/s]
$\Delta T_v = 5\%$ $T_L = 645$ °C	113	1,06	1,17	1,24
$\Delta T_v = 10\%$ $T_L = 676$ °C	103	2,09	0,15	0,32

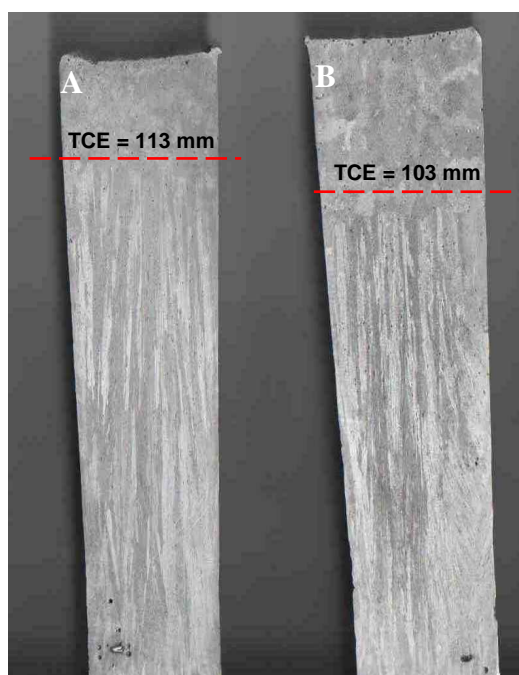
### 3.3. Macroestruturas

Alguns fatores que influenciam na TCE para ligas binárias são <sup>(7)</sup>: superaquecimentos crescentes, capacidade de resfriamento na interface metal/molde, taxa de resfriamento, teor de soluto.

Como o demonstrado na Tabela 2 um superaquecimento de 30°C e 61°C gerou no ponto onde ocorreu a TCE uma taxa de resfriamento respectivamente de 1,24 °C/s e 0,32°C/s, diminuindo dessa forma crescimento da zona colunar de 113mm para  $\Delta T_v = 30$ °C e 103mm para  $\Delta T_v = 61$ °C.

Analisando a Figura 6 observa-se que a TCE ocorre essencialmente em um plano horizontal e que se distancia da interface metal/molde com taxas de resfriamento crescentes na interface metal/molde e decrescentes na interface metal/liquido à medida que se aumentou o valor do superaquecimento usado experimentalmente. A Figura 5 mostrou que o aumento do  $\Delta T_v$  modificou o comportamento do Gradiente térmico a frente da interface metal/liquido, onde se pôde observar que, à medida que a frente de solidificação avançava a resistividade térmica do liquido aumentava, impossibilitando uma extração de calor eficiente.

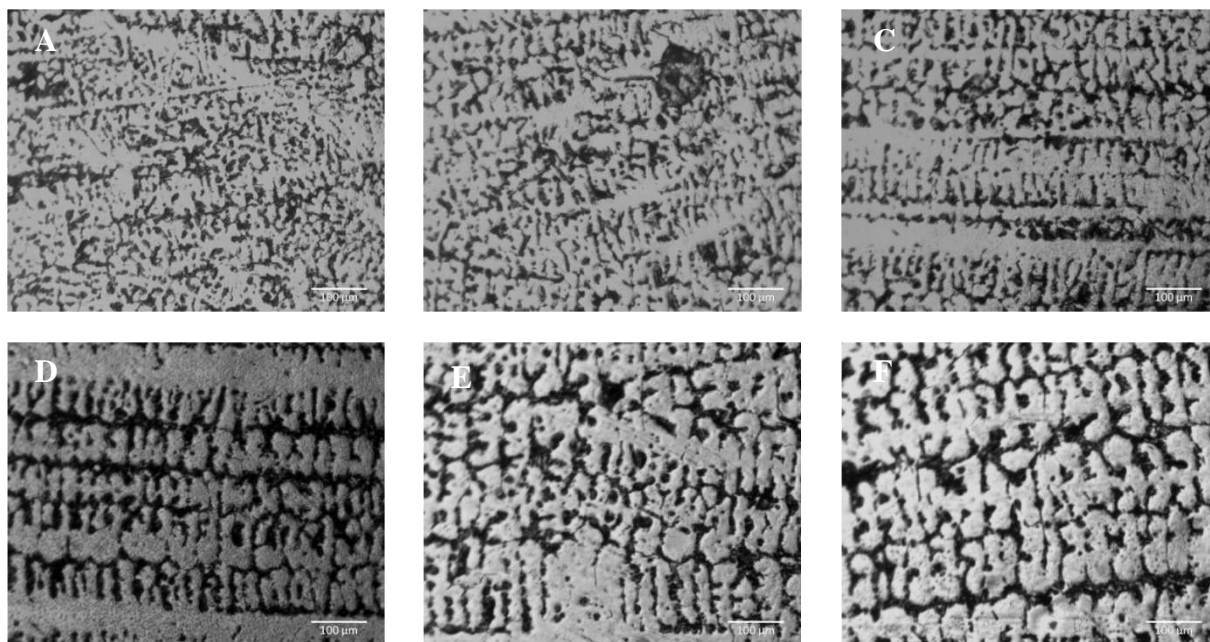
Todas as variáveis térmicas analisadas apresentaram resultados singulares em função do superaquecimento, dessa maneira não é possível identificar uma determinada variável térmica como responsável isolada pela ocorrência da TCE.



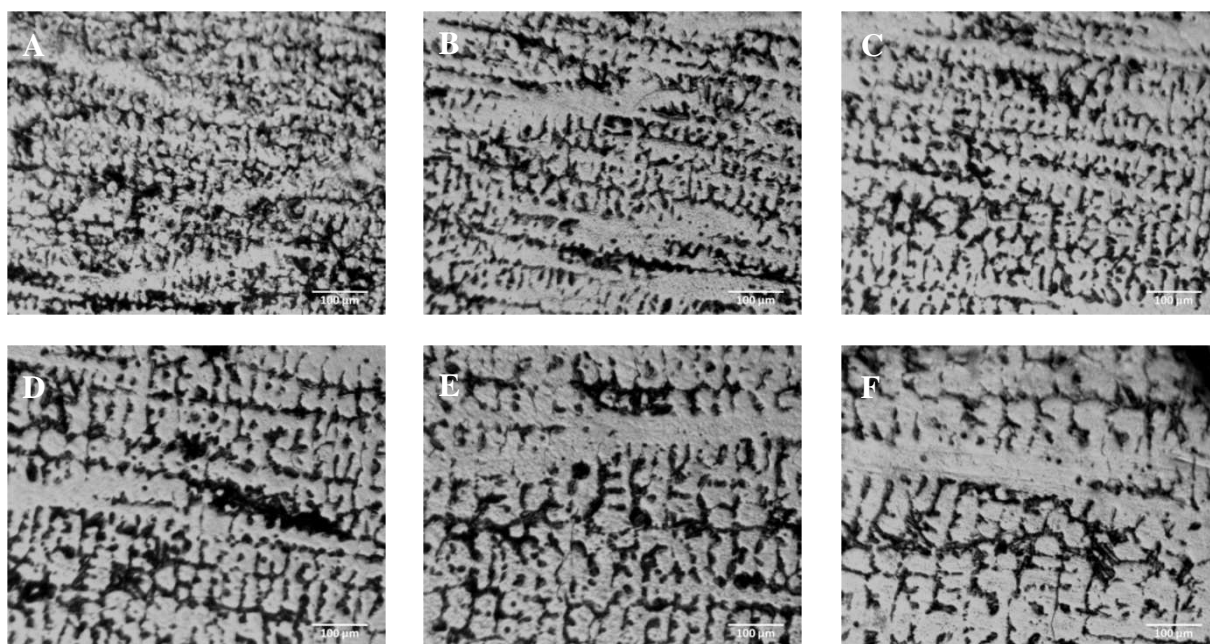
**Figura 6.** Macroestruturas da liga A356 a) 5% da  $T_L$  e b) 10% da  $T_L$ .

### 3.3. Microestruturas

As Figuras 7 e 8 mostram as microestruturas que foram obtidas para as posições 3, 5, 7, 15, 30, e 50 mm a partir da interface metal/molde. Observou-se uma morfologia dendrítica com ramos primários e secundários bem definidos, e também alguns braços dendríticos terciários. A proposta deste artigo visa o cálculo do Espaçamento Dendrítico Secundário (EDS).



**Figura 7. Micrografia da liga A356 para  $\Delta T_V=5\%T_L$ : (a) EDS = 21,63 $\mu\text{m}$ ; (b) EDS = 25,19 $\mu\text{m}$ ; (c) EDS = 28,79 $\mu\text{m}$ , (d) EDS = 37,07 $\mu\text{m}$ , (e) EDS = 41,93 $\mu\text{m}$  e (f) EDS = 53,72 $\mu\text{m}$**



**Figura 8. Micrografia da liga A356 para  $\Delta T_V=10\%T_L$ : (a) EDS = 24,9 $\mu\text{m}$ ; (b) EDS = 27,8 $\mu\text{m}$ ; (c) EDS = 29,84 $\mu\text{m}$ , (d) EDS = 35,88 $\mu\text{m}$ , (e) EDS = 43,95 $\mu\text{m}$  e (f) EDS = 49,4 $\mu\text{m}$**

Na condição de extração de calor unidirecional ascendente vertical à medida que a frente de solidificação se distancia da interface metal/molde a taxa de resfriamento diminui<sup>(8)</sup> ocasionando um aumento no valor do EDS, entretanto, verificou-se que a partir da posição 30mm da base refrigerada a resistividade térmica do líquido a frente de solidificação sofreu uma mudança no comportamento, como se observou na análise do gradiente térmico da Figura 6, gerando menores valores de EDS para 61°C de superaquecimento. Na Figuras 11 verificou-se que esse comportamento se aplica à liga A356 para  $\Delta T_V= 30^\circ\text{C}$  e  $61^\circ\text{C}$ , e percebeu-se que um superaquecimento maior parece não influenciar muito nos valores espaçamento dendritico secundário.

A Figura 9 mostra o Gráfico da EDS para as duas condições de superaquecimentos analisadas.

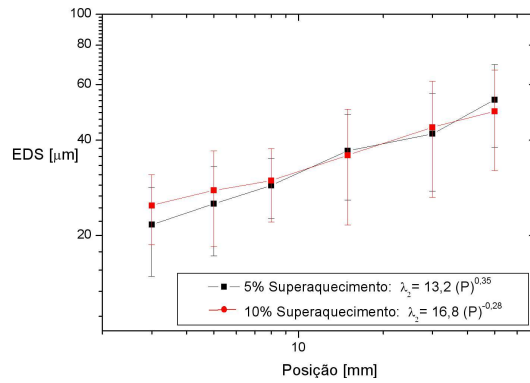


Figura 9. EDS da liga A356 com superaquecimento de: a) 5% da  $T_L$  e b) 10% da  $T_L$ .

### 3.4. Correlação da Microestrutura com as variáveis térmicas de solidificação <sup>(8,9)</sup>

A Figura 10a apresenta correlação entre os espaçamentos dendríticos secundários e a velocidade da isoterma liquidus para as ligas estudadas. Observa-se que expressões do tipo  $\lambda_2 = C(V_L)^{-1,6}$ , onde C é uma constante, caracterizam a variação experimental dos espaçamentos dendríticos secundários em função da velocidade de deslocamento da isoterma liquidus, e ainda que, aumentando-se o teor de soluto, os espaçamentos dendríticos secundários diminuem.

A Figura 10b apresenta a correlação entre taxa de resfriamento e os espaçamentos dendríticos secundários. Os pontos representam os valores experimentais médios para cada posição a partir da interface metal/molde, enquanto que a linha reta representa uma lei experimental que caracteriza o conjunto de pontos experimentais. Pode-se notar que a utilização de um molde refrigerado impõe valores elevados de taxas de resfriamento próximo à superfície do lingote, seguido de um perfil decrescente à medida que se afasta da superfície (Figura 4b). Isto se deve à crescente resistência térmica da camada solidificada que ocorre à medida que a solidificação evolui. A este perfil de  $\dot{T}$  correlaciona-se um perfil similar de valores experimentais do espaçamento dendrítico secundários. Observa-se que uma expressão  $\lambda_2 = A(\dot{T})^{-a}$  caracteriza a variação experimental dos espaçamentos secundários em função da taxa de resfriamento.

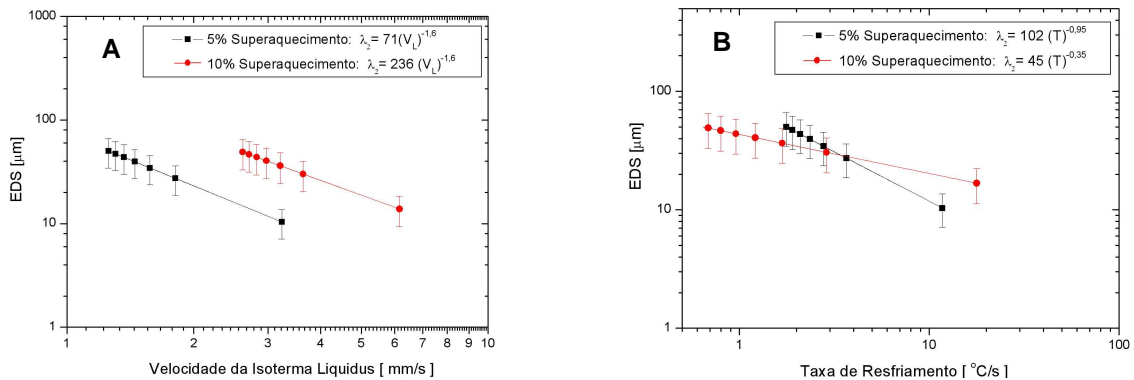


Figura 10. Gráfico: a)  $\lambda_2 \times V_L$ ; b)  $\lambda_2 \times \dot{T}$

### 3.5. Dureza e Correlação da Microestrutura com Dureza.

Foi realizado o ensaio de dureza com o intuito de analisar o comportamento do perfil de dureza da liga estudada em função da evolução da frente de solidificação. Verificou-se que a dureza tornou-se maior para maiores medidas de  $\lambda_2$ . A Figura 11 mostra o comportamento da dureza Brinell em função da posição e também mostra a correlação entre a dureza e  $\lambda_2$ . Obteve-se para a correlação Dureza X  $\lambda_2$  uma expressão do tipo  $HB = K(\lambda_2)^b$ , onde K é uma constante e b, respectivamente para cada superaquecimento foi de 0,49 e 0,67.

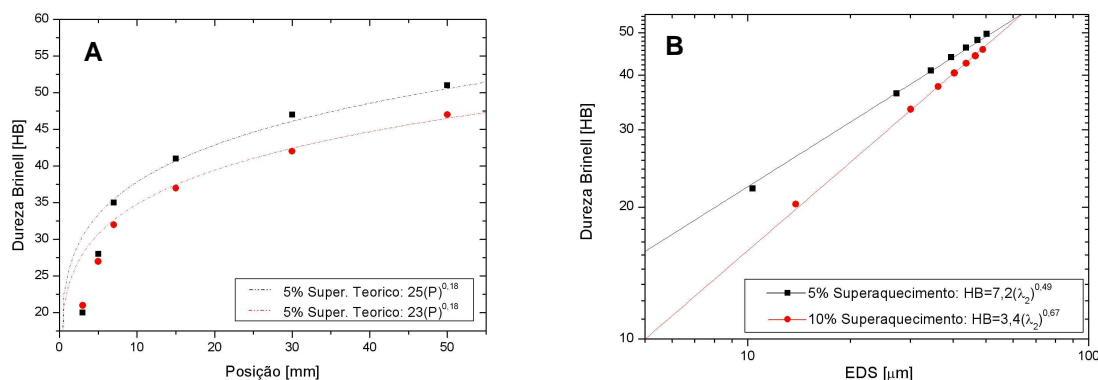


Figura 11. Gráfico: a) Dureza Brinell X Posição; b)  $\lambda_2$  X Dureza Brinell

#### 4. CONCLUSÕES

A partir do trabalho realizado pode-se concluir que:

- O superaquecimento exerceu influencia direta nas variáveis térmicas de solidificação de forma que à medida que o se elevou o valor de  $\Delta T_V$  a taxa de resfriamento tende a aumentar, mostrando um melhor ângulo de molhamento do metal com a chapa molde consequentemente melhorando a extração de calor na interface metal/molde. A resistividade térmica do liquido diminui o gradiente térmico da liga para maiores valores de superaquecimentos diminuindo dessa maneira a taxa de resfriamento na interface solido/liquido. A velocidade da isoterma *liquidus* evolui 85% na interface metal/molde em função do superaquecimento.
- Quanto à macroestrutura observou-se que a TCE ocorre em uma seção acima do centro do lingote levando-se em conta os valores de superaquecimentos utilizados. Para 30 °C de superaquecimento a TCE ocorreu a 113mm da base da lingoteira e para 61 °C a mesma ocorreu a 103mm. O decréscimo da zona colunar não é possível de se identificar analisando uma determinada variável térmica em virtude da singularidade de seus resultados.
- Correlacionando o Espaçamento Dendritico Secundário com a taxa de resfriamento verifica-se que à medida que diminui a extração calor o espaçamento dos braços dendriticos secundários aumentam, entretanto na posição a 30mm da base refrigerada a resistividade térmica do liquido a frente de solidificação sofreu uma mudança no comportamento, gerando menores valores de EDS para 61°C de superaquecimento.
- Correlacionando a Dureza com  $\lambda_2$  observou-se que a mesma aumenta à medida que  $\lambda_2$  evolui para pontos mais distantes da interface metal/molde.

#### Agradecimentos

Os autores gostariam de agradecer a Universidade Federal do Pará (UFPA) e CNPq, pelo suporte financeiro.

#### REFERÊNCIAS

1. KORI, S. A.; MURTY, B. S.; CHAKRABORTY, M. **Development of an efficient grain refiner for Al-7Si alloy and its modification with strontium**. Materials Science and Engineering, v. A283, p. 94-104, 2000.
2. GARCIA, Amauri. **Influência das variáveis térmicas de solidificação na formação da macroestrutura e da microestrutura e correlação com propriedades decorrentes**. Revista Projeções, v. 23, p. 13-32, jan./dez. 2005.
3. GARCIA, Amauri. **Solidificação: fundamentos e aplicações**, Campinas, SP. 2001.
4. BRAY, Jack W. **Aluminum Mill and Engineered Wrought Products**. ASM Handbook, vol 2, "Selection Non Ferrous", 9º edition. pp. 124-14, 1988.
5. SENA, Hélio Cleidson de Oliveira; QUARESMA, José Maria do Vale. **ANÁLISE DE SOLUÇÕES ÁCIDAS PARA A CARACTERIZAÇÃO QUÍMICA DE MICRO E MACROGRAFIA NA LIGA DE Al-0,6%Mg-0,5%Si (6101)**. Revista Científica da UFPA Vol. 3. Belém, PA. 2002.



6. SIQUEIRA, Claudio Alves. *Influência de Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial*. Tese de Doutorado. Unicamp. Campinas, SP. 2002.
7. SIQUEIRA, C. A; Cheung, N; Garcia, A. *The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn-Pb alloys*. Journal of Alloys and Compounds 351 (2003) 126–134. 2003.
8. PERES, Manoel Diniz. *Desenvolvimento da Macroestrutura e da Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si*. Tese de Doutorado. Unicamp. Campinas, SP. 2005.
9. GOULART, Pedro Roberto. *Variáveis Térmicas de Solidificação, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas Hipoeutéticas Al-Si*. Dissertação de Mestrado. Unicamp. Campinas, SP. 2005.

## CORRELATION BETWEEN VARIABLES THERMAL, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF A356 ALLOY DURING UNIDIRECTINAL SOLIDIFICATION

Crystopher Cardoso de Brito<sup>1</sup>  
Cleyson de Paula Torres Lameira<sup>1</sup>  
Marcio Silva dos Santos<sup>1</sup>  
Cláudio Alves Siqueira Filho<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Federal University of Pará. Folha 17, Qd. 04, Lt. Especial CEP: 68505-080 – Marabá- PA. [cc.brito@ymail.com](mailto:cc.brito@ymail.com)

<sup>2</sup> Federal University of Paraíba . Cidade Universitária - CEP: 58059-900 João Pessoa-PB. [siqueira@ct.ufpb.br](mailto:siqueira@ct.ufpb.br)

**Abstract:** Experiments were conducted to analyze the horizontal unsteady state directional solidification of the A356 alloy (Al-7% Si-0, 5% Mg). A combined theoretical and experimental approach was developed to quantitatively determine solidification thermal variables such as: thermal gradients and tip cooling rates. The work also focused on the dependence of dendrite arm spacings on the solidification thermal variables and on the overheating of 30 and 61°C above the  $T_L$ . These dendritic experimental parameters, related to the solidification of alloys A356, are correlating with the microstructural evolution. The experimental results obtained by testing the hardness are correlating with the dendritic microstructure, taking experimental laws.

**Palavras-chave:** A356 Alloy, Directional Solidification, Structural Modification; Mechanical Properties.