



UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ
INSTITUTO DE TECNOLOGIA
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ANDRÉA MOREIRA MOUTINHO

**“INFLUÊNCIA DA CONVECÇÃO TERMOSSOLUTAL NA TRANSIÇÃO
COLUNAR-EQUIAXIAL DE LIGAS AL-SI SOB CONDIÇÕES UNIDIRECIONAIS E
TRANSITÓRIAS DE EXTRAÇÃO DE CALOR”.**

Belém

2011

ANDRÉA MOREIRA MOUTINHO

**“INFLUÊNCIA DA CONVECÇÃO TERMOSSOLUTAL NA TRANSIÇÃO
COLUNAR-EQUIAXIAL DE LIGAS AL-SI SOB CONDIÇÕES UNIDIRECIONAIS E
TRANSITÓRIAS DE EXTRAÇÃO DE CALOR”**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Pará para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.
Orientador: Prof. Antonio Luciano Seabra Moreira

Belém

2011

Dados Internacionais de catalogação na publicação (CIP), Biblioteca do Mestrado em Engenharia Mecânica/ UFPa, Belém, PA.

M924i

Moutinho, Andréa Moreira

Influência dos parâmetros térmicos de solidificação na transição colunar/equiaxial em ligas do sistema al-si sob condições de transitórias de extração de calor / Andréa Moreira Moutinho; Orientador Antonio Luciano Seabra Moreira. – Belém, 2011.

Dissertação (mestrado)-Universidade Federal do Pará. Instituto de Tecnologia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2011.

1. Solidificação. I. Moreira, Antonio Luciano Seabra, orientador. II. Título.

Primeiramente a Deus pela vida e importante conquista pela força saúde e perseverança indispensáveis na realização deste trabalho. A meus pais Daniel e Fátima Moutinho que me incentivaram e souberam conduzir de maneira magnífica meu caminho, a meu irmão Hugo pelos conselhos e companherismo e a todos que direta ou indiretamente contribuíram para a consolidação deste trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Antonio Luciano Seabra Moreira, pela oportunidade, dedicação e orientação na elaboração deste trabalho.

Ao Professor Dr. Otavio Fernandes Lima da Rocha, Pro-Reitor do IFPA pela sua incansável luta na orientação e acompanhamento nos resultados experimentais.

Aos Prof. Ms. Daniel Joaquim da Conceição Moutinho, Prof. Ms. José Nazareno Santos Silva e a todos os professores do IFPA que contibuiram para a realização dos experimentos exigidos nesse trabalho.

Aos meus familiares pelo incentivo, paciência e compreensão em todos os momentos.

Ao coordenador PPGEM Prof. Gustavo da Silva Vieira de Melo.

Aos professores do PPGEM.

À Universidade Federal do Pará, pela oportunidade de participar do programa de mestrado e concluí-lo com sucesso.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Pará FAPESPA e juntamente com a VALE pelo apoio financeiro.

Ao Instituto Federal de educação, ciência e tecnologia do Para IFPA, pelo apoio.

RESUMO

A relação entre macroestrutura e propriedades mecânicas de um material tem sido objeto de intensa investigação pois o tamanho dos grãos, a orientação cristalina e a distribuição dos mesmos exercem influência direta no comportamento mecânico dos produtos acabados. Assim, o entendimento dos fatores que influenciam a formação das zonas estruturais coquilhada, colunar e equiaxial nos materiais fundidos como, por exemplo, o sistema de liga, composição da liga, temperatura de vazamento, temperatura do molde, material do molde, coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde, taxa de resfriamento, gradientes térmicos, dimensão da peça, presença de convecção no líquido, transporte de soluto, etc é de fundamental importância para a melhoria da eficiência do processo de fundição envolvido. Com base no conhecimento dos princípios termofísicos em que essas zonas são formadas, é possível manipular de forma bastante razoável a estrutura dos produtos fundidos e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas dos mesmos. Tendo como principal foco a análise da mudança da zona colunar para a equiaxial, este trabalho apresenta um estudo teórico-experimental sobre a transição colunar/equiaxial (TCE) das ligas hipoeutéticas Al-3%Si, Al-7%Si Al-9%Si solidificadas unidirecionalmente em um dispositivo horizontal refrigerado a água sob condições transientes de fluxo de calor. A condição de contato térmico na superfície de extração de calor foi padronizada como sendo polida. Os perfis térmicos foram medidos em diferentes posições do lingote e os dados foram armazenados automaticamente. Um método numérico é utilizado na determinação de variáveis térmicas de solidificação como coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde (h_i), velocidades das isotermas liquidus (V_L), gradientes térmicos (G_L) e taxas de resfriamento (T_R) que influenciam diretamente a referida transição estrutural. Os resultados teóricos e experimentais apresentaram boa concordância. Um estudo comparativo entre os resultados obtidos neste trabalho e valores propostos na literatura para analisar a TCE durante a solidificação unidirecional vertical ascendente sob condições transientes de extração de calor das ligas investigadas, também é apresentado.

Palavras-chave: Solidificação, direcional, horizontal, transiente. ligas Al-Si.

ABSTRACT

The macrostructure of cast ingots consists of three different zones, that is, the chill, columnar, and equiaxed zones respectively. The origin of each one has been the subject of numerous experimental and theoretical researches in the field of metallurgy because of the well-known correlation between grain structures and mechanical properties. The structure is almost determined in the solidification process, so it is essential to control the solidification process. Despite this effort there is as yet no way that the macrostructure of an ingot can be predicted nor even any clear agreement on how the columnar to equiaxed transition (CET) actually occurs. The CET during solidification has been studied for many years and experimental observations show that the position of the CET and the size of the equiaxed grains is dependent on thermal conditions associated with the casting process including alloy system, alloy composition, melt superheat, mold temperature, mold material, heat-transfer coefficients at the metal-mold interface, cooling rate, casting size, melt convection, transport of solute, and the concentration of nucleating particles. The objective of this contribution is the presentation of experimental results on the CET in three hypoeutectic Al-Si alloys during the horizontal unsteady-state directional solidification in a cooled mold. The thermal contact condition at the metal/mold interface was also standardized with the heat extracting surface being polished. Thermocouples have been connected with the metal, and the time-temperature data have been recorded automatically. A combined theoretical and experimental approach is applied to quantitatively determine the solidification thermal parameters such as transient heat-transfer coefficients, tip growth rates, thermal gradients, and cooling rates which affect the structure transition. The experimental and calculated values have shown a very good agreement. A comparative study between the results of this article and those from the literature proposed to investigate the CET during upward vertical solidification of Al-Si hypoeutectic alloys is also presented.

Keywords: Solidification, directional, horizontal, transient. Al-Si alloys.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (Santos, 2006).....	16
Figura 2.1 – Lingotes de alumínio apresentando diferentes macroestruturas (Oliveira, 2005).....	20
Figura 2.2 – Perfis de temperatura real e da temperatura liquidus na interface S/L caracterizando a região de super-resfriamento constitucional (Santos, 2006).....	21
Figura 2.3 – Mecanismo proposto por Ohno para a formação da zona coquilhada onde observa-se a estricção de grãos coquilhados sobre as paredes do molde (Almeida, 1999).....	22
Figura 2.4 - Mecanismo do crescimento seletivo proposto por Chalmers e Walton para explicar a formação da zona colunar (Almeida, 1999).....	24
Figura 2.5 – Formação de grãos equiaxiais à frente da zona colunar em crescimento durante a solidificação da liga Al-3,5%Ni. (Reinhart et al 2005).....	25
Figura 2.6 – Simulação do transporte de grãos coquilhados, localizados à frente da zona colunar em crescimento, para o centro do lingote (Quested e Greer, 2005).....	25
Figura 2.7 – Simulação da quebra de ramificações dendríticas de grãos colunares por correntes de convecção forçada no líquido (Tan e Zabarar, 2007).....	26
Figura 2.8 – Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente refrigerado a água desenvolvido por Garcia (1978) e utilizado por Siqueira (2002).....	32
Figura. 2.9 - Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço inoxidável recoberta com alumina indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-20%Pb e (b) Sn-30%Pb (Siqueira, 2002).....	33
Figura 2.10 - Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida indicando a ocorrência da TCE: (a) Al-5%Cu e (b) Al-8%Cu (Siqueira, 2002).....	33
Figura 2.11 - Macroestruturas de ligas do sistema Al-Si na solidificação unidirecional vertical ascendente indicando a ocorrência da TCE: (a) Al-3%Si, (b) Al-5%Si, (c) Al-7%Si e (d) Al-9%Si (Peres, 2004).....	34
Figura 2.12 – Dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente refrigerado a água desenvolvido por Spinelli (2005) com a correspondente identificação de seus principais componentes: (1) sistema de aquisição de dados, (2) material	

refratário, (3) resistências elétricas, (4) lingoteira, (5) termopares, (6) registrador de dados, (7) câmara refrigerada, (8) rotâmetro, (9) metal, (10) controle do forno.....	36
Figura 2.13 - Macroestruturas de ligas do sistema Sn-Pb na solidificação unidirecional vertical descendente em molde refrigerado indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-5%Pb e (b) Sn-20%Pb (Spinelli, 2005).....	37
Figura 2.14 - Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado a água desenvolvido por Silva (2007) e utilizado por Moutinho (2007).....	38
Figura 2.15 - Corte longitudinal do dispositivo mostrando as resistências elétricas e o posicionamento dos termopares no interior do mesmo (Silva 2007) e utilizado por Moutinho (2007).....	38
Figura 2.16 - Macroestruturas obtidas na solidificação unidirecional em molde horizontal refrigerado indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-15%Pb e (b) Sn-25%Pb (Moutinho, 2007).....	39
Figura 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental adotado neste trabalho.....	41
Figura 3.2 - Dispositivo de solidificação horizontal refrigerado a água: (a) com a câmara de refrigeração e (b) sem a câmara de refrigeração.....	42
Figura 3.3 - Representação esquemática do diagrama de fases do sistema Al-Si indicando as ligas analisadas (Peres, 2004).....	43
Figura 3.4 - Forno elétrico tipo mufla.....	44
Figura 3.5 - (a) Balança eletrônica e (b) Cadinho de carbetto de silício.....	45
Figura 3.6 - Registrador de temperaturas.....	46
Figura 3.7 - Termopar de Chromel-Alumel do tipo K.....	46
Figura 4.1 - Curvas experimentais de resfriamento das ligas (a) Al-3%Si,(b)Al-7%Si e (c)Al-9%Si para os termopares localizados em diferentes posições a partir da interface metal/molde. TV é a temperatura de vazamento.....	52
Figura 4.2 - Curvas teóricas e experimentais de resfriamento correspondentes ao termopar localizado a 5 mm da superfície do molde das ligas (a) Al-3%Si,(b)Al-7%Si e (c)Al-9%Si e seus respectivos valores de h_i	53
Figura 4.3 - Coeficientes de transferência de calor em função do tempo para as ligas analisadas.....	54

Figura 4.4 - Coeficientes de transferência de calor em função do tempo para as ligas Al-3%Si, Al-7%Si e Al-9%Si solidificadas nas direções horizontal e vertical ascendente.....	56
Figura 5.1 - Macroestruturas de solidificação das ligas investigadas: (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e Al-9%Si.....	58
Figura 5.2 - Posição da isoterma liquidus a partir da interface metal/molde em função do tempo. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si.....	59
Figura 5.3 - Velocidade da isoterma liquidus a partir da interface metal/molde em função do tempo. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si.....	60
Figura 5.4 - Taxa de resfriamento a partir da interface metal/molde em função do tempo. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si.....	61

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Siqueira (2002) para ligas do sistema Sn-Pb.....	33
Tabela 2.2 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Peres (2004) para ligas do sistema Al-Si.....	35
Tabela 2.3 – Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Spinelli (2005) para ligas do sistema Sn-Pb.....	37
Tabela 2.4 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Moutinho (2007) para ligas do sistema Sn-Pb.....	39
Tabela 2.5 – Principais estudos apresentados na literatura que tentam descrever a formação das zonas coquilhada, colunar, equiaxial assim como a transição colunar-equiaxial (TCE).....	40
Tabela 3.1 - Composição química dos metais utilizados na preparação das ligas (%).....	43
Tabela 3.2 - Propriedades termofísicas das ligas Al-Si utilizadas nos experimentos (Muojekwu, et al 1995).....	43
Tabela 4.1 - Valores dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde obtidos para as ligas investigadas neste trabalho e aqueles levantados por Peres et al. (2004).....	55
Tabela 5.1 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à posição da TCE.....	62
Tabela 5.2 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à posição da TCE obtidos neste trabalho e por outros autores para as ligas investigadas.....	62

NOMENCLATURA

Letras latinas

C = calor específico [J / kg K]

C_L = calor específico na fase líquida [J / kg K]

C_S = concentração de soluto na fase sólida [%]

C_0 = concentração nominal da liga [%]

C_1 = concentração no líquido [%]

D = difusividade de soluto no líquido [m^2/s]

d_S = derivada do espaço

d_t = derivada do tempo

e = distância entre as superfícies de contato metal/molde [m]

h_c = coeficiente de transferência de calor convectivo do gás [W / $m^2.K$]

h_g = coeficiente global de transferência de calor [W / $m^2 K$]

h_i = coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde [W / $m^2 K$]

G_L = gradiente de temperatura frente a isoterma liquidus[$^{\circ}C/mm$]

g = fração volumétrica [adimensional]

k_o = coeficiente de partição [%]

k_g = condutividade térmica do gás [W /m K]

k_L = condutividade térmica do líquido [W /m K]

k_M = condutividade térmica no material da parede do molde [W / m K]

k_S = condutividade térmica do sólido ou metal sólido [W / m K]

K = condutibilidade térmica do material [W / m K]

L = calor latente de fusão do material [J / m³] ou [J / kg]

m_L = inclinação da linha liquidus

N_0 = números de núcleos por unidade de volume

q_N = fluxo de calor na interface metal/molde [W / m^2]

t = tempo de deslocamento da isoterma solidus [s]

T_R = temperatura da fase líquida na frente da interface sólido/líquido [K]

T_0 = temperatura ambiente ou inicial do molde [K]

T_{is} = temperatura da superfície externa do molde [K]

T_F = temperatura de fusão do metal base do sistema [K]

T_L = temperatura da linha liquidus da liga [K]

T_{im} = temperatura da interface metal/molde [K]

T_v = temperatura de vazamento [K]

V = velocidade de solidificação [m / s]

V_L = velocidade da isoterma liquidus [m/s]

x = posição da interface sólido/líquido [m]

Letras Gregas

ρ_l = densidade no líquido [kg / m³]

ρ_s = densidade no sólido [kg / m³]

ρ_c = calor latente na base volumétrica [J / m³]

Δt = diferença de temperatura [K]

ΔV = diferença de potencial [V]

ΔT = superaquecimento [K]

SUMÁRIO

CAPITULO 1: INTRODUÇÃO	15
1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	15
1.2 OBJETIVOS DESTE TRABALHO	18
CAPITULO 2: FUNDAMENTOS DA SOLIDIFICAÇÃO	20
2.1 O FENÔMENO DA SOLIDIFICAÇÃO	20
2.2 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLIDIFICAÇÃO	29
CAPITULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS	41
3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS	41
3.2 MATERIAIS	42
3.3 MÉTODOS	47
CAPITULO 4: COEFICIENTE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR METAL/MOLDE (h_f)	51
CAPITULO 5: DETERMINAÇÃO DA TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL E CORRELAÇÃO COM PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO	57
CAPITULO 6: CONCLUSÃO	64
6.1 TRABALHOS CIENTÍFICOS ORIUNDOS DESTA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO.....	66
6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	67
REFERÊNCIAS.....	68

CAPITULO 1:INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O fenômeno da solidificação dos materiais metálicos é de grande relevância científica e tecnológica por suas aplicações industriais, que certamente o caracterizam como o mais importante tipo de transformação de fases na cadeia produtiva do processo de fundição. Apesar da importância desse fenômeno, somente a partir de meados do século XX surgiram as primeiras pesquisas sistemáticas sobre o assunto incentivadas pela sua crescente utilização no desenvolvimento de novos processos. Sensíveis modificações ocorreram pelo advento dessas pesquisas que posteriormente foram introduzidas em operações industriais convencionais que envolvem a solidificação capazes de elevar o nível de produtividade, precisão dimensional, confiabilidade e otimização da fabricação dos produtos obtidos.

Atualmente, diversos aspectos de natureza física relacionados à formação da microestrutura e macroestrutura dos produtos obtidos por fundição necessitam ser ainda estudados. Assim, em geral, a macroestrutura de um fundido é constituída de três diferentes zonas estruturais conhecidas como zona coquilhada (formada por grãos de orientações aleatórias, de dimensões muito reduzidas e localizados próximo às paredes do molde), zona colunar (na qual os grãos são direcionais e cujo crescimento ocorre na direção da extração de calor) e a zona equiaxial (constituída de grãos sem orientações preferenciais e de dimensões relativamente grandes quando comparados com os grãos coquilhados). Essas zonas estão representadas na Figura 1.1. A formação dessas estruturas depende das condições de extração de calor consideradas durante o processo de solidificação sendo função, portanto, dos métodos utilizados para solidificar o metal e das características termofísicas específicas do material metálico empregado, podendo ou não estar presentes em um caso particular. Devido a bem conhecida correlação existente entre a morfologia, dimensão e distribuição dos grãos cristalinos e as correspondentes propriedades mecânicas da peça obtida, a origem de cada uma delas tem sido objeto de intensa investigação teórica e/ou experimental por parte de muitos pesquisadores uma vez que a presença dessas diferentes zonas estruturais promove um elevado grau de anisotropia no material, o que não é desejável (Siqueira, 2002). Logo, na maioria das aplicações exigidas pela engenharia, com exceção de algumas muito especiais, são utilizadas

estruturas constituídas de grãos equiaxiais de dimensões bastante reduzidas pois tais estruturas são isotrópicas e suas propriedades são, comprovadamente, superiores.

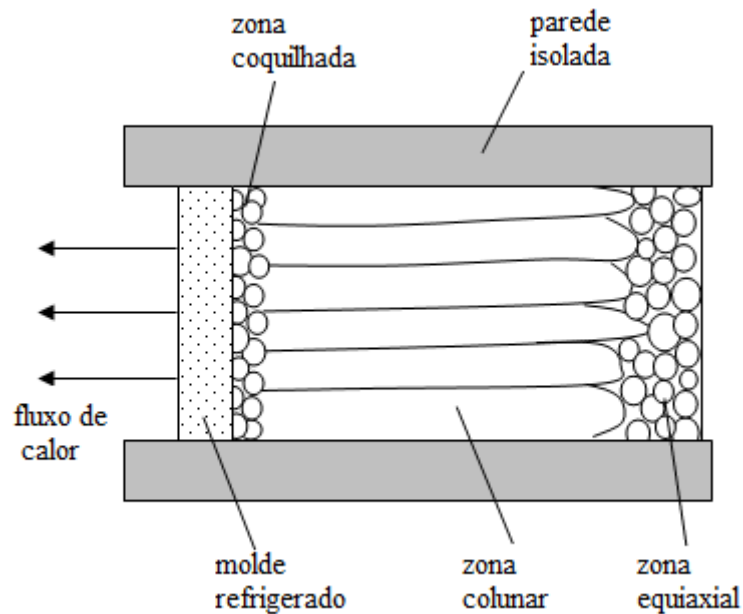


Figura 1.1 – Representação esquemática das estruturas coquilhada, colunar e equiaxial (Santos, 2006)

Em função do número de variáveis operacionais e térmicas envolvidas durante a mudança de fase líquido/sólido, ainda não existe um consenso científico bem estabelecido quanto à previsão de um determinado tipo de macroestrutura para um lingote e nem, tão pouco, quanto aos mecanismos envolvidos na transição colunar/equiaxial (TCE) que ocorre quando o avanço da frente colunar é bloqueado pela formação de grãos equiaxiais no líquido. Essa transição é dependente de várias condições térmicas associadas ao processo de solidificação como, por exemplo, sistema de liga, composição da liga, temperatura de vazamento, material do molde, temperatura do molde, coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, dimensão da peça, taxa de resfriamento, gradientes térmicos, velocidade da isoterma liquidus, presença de convecção no líquido, transporte de soluto, concentração de partículas nucleantes, etc sendo que alguns desses parâmetros variam tanto com o tempo como com a posição ao longo do processo (Canté, 2007; Flood e Hunt, 1987; 1994; Sturz, 2005; Wang e Beckermann, 1994). Desta maneira, o não completo entendimento da relação entre as condições térmicas de solidificação e a estrutura resultante tem limitado bastante o desenvolvimento de procedimentos experimentais e métodos matemáticos, analíticos e numéricos, que visem a obtenção de peças fundidas dotadas de propriedades mecânicas superiores. Com relação à TCE, por exemplo, embora muitos trabalhos experimentais (Ares e Schvezov, 2000; Silva, 2009; Siqueira, 2003; Ziv e Weinberg, 1989),

métodos analíticos (Flood e Hunt, 1987a e Flood e Hunt, 1987b; Hunt, 1984) e métodos numéricos (Badillo e Beckermann, 2006; Dong e Lee, 2005; Hunt, 1984; Dong e Lee, 2005; Wang e Beckermann, 1994) tenham sido apresentados nos últimos anos, os princípios físicos e/ou químicos que potencializam a mesma permanecem ainda não suficientemente esclarecidos. Apesar de inúmeros mecanismos baseados em evidências experimentais terem sido propostos para o estudo da TCE, todavia, os modelos matemáticos desenvolvidos para previsão dessa transição estrutural durante a solidificação de ligas metálicas têm apresentado limitações devido o complexo acoplamento das soluções dos problemas em nível macroscópico (transferência de calor e massa) e microscópico (nucleação e crescimento). Esses mesmos modelos ainda simplificam o tratamento da convecção no líquido e o movimento dos grãos equiaxiais.

Os efeitos do vetor gravidade em relação à TCE, por exemplo, têm sido investigados em sistemas de solidificação unidirecional com a extração de calor sendo realizada, principalmente, através da base (Ares e Schvezov, 2000; Canté, 2007; Siqueira, 2003; Peres, 2004; Reinhart, 2005; Siqueira, 2003) ou da parte superior do molde (Griffiths e McCartney, 1993; Spinelli, 2004). Assim, na solidificação direcional vertical ascendente, a influência da convecção é minimizada pois o soluto é rejeitado para regiões interdendríticas promovendo a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o volume total de metal líquido. Por outro lado, no caso da solidificação direcional vertical descendente, ocorrem efeitos convectivos no líquido durante o processo devido a diferença entre as densidades do soluto e do solvente. Na solidificação unidirecional horizontal (Moutinho, 2010; Silva, 2009), no entanto, quando o fluxo de calor é extraído através de somente uma das paredes laterais do molde, sempre ocorre a convecção em função dos gradientes de composição no líquido. Uma característica adicional do sistema horizontal durante a mudança de fase é o gradiente de concentração de soluto bem como os efeitos de densidade na direção vertical; em decorrência da força de flutuabilidade, o líquido enriquecido de soluto sempre decanta ao passo que o solvente tende a emergir. Além disso, ocorre um gradiente de temperaturas na direção vertical devido os efeitos impostos pela convecção termosolutal. Apesar dessas características particulares, são poucos os estudos propostos na literatura para investigar estes importantes efeitos convectivos no líquido na formação da TCE durante a solidificação unidirecional horizontal.

Uma análise dos trabalhos mais significativos apresentados na literatura sobre o assunto contribui para uma análise quantitativa mais confiável da TCE mostrando a necessidade da realização de trabalhos experimentais mais controlados em conjunto com uma análise teórica

pertinente. Assim sendo, este trabalho foi planejado no sentido de desenvolver uma abordagem teórico-experimental que tem como objetivos a análise dos efeitos da convecção sobre o comportamento das variáveis térmicas de solidificação bem como sobre a ocorrência da TCE.

Por outro lado, o alumínio e suas ligas constituem um grupo de materiais metálicos de significativa importância sob o ponto de vista industrial devido as importantes propriedades mecânicas que apresentam assim como a enorme capacidade de se combinarem com outros materiais. E ainda, esse binário é utilizado em aproximadamente 90% de todos os produtos fundidos de Alumínio (Peres, 2004). A razão para a ampla utilização desta série devido a atrativa combinação entre propriedades mecânicas e excelente fundibilidade. A inclusão do silício faz com que aumente a fluidez das ligas facilitando a acomodação em moldes mais complexos, além do binário possuir combinação entre propriedade mecânicas e excelente fundibilidade. Tendo por principal objetivo a melhoria contínua dessas propriedades, as variáveis termofísicas envolvidas durante o processo de solidificação das ligas de alumínio que apresentam interesse comercial têm sido amplamente estudadas nas últimas décadas.

No presente trabalho, é utilizado um método teórico-experimental para a determinação das variáveis térmicas de solidificação como coeficientes de transferência de calor na interface metal-molde (h_i), velocidades das isoterms liquidus (V_L), gradientes térmicos (G_L) e taxas de resfriamento (T_R) as quais influenciam diretamente a transição estrutural em questão. Um estudo comparativo entre os resultados obtidos neste trabalho e os existentes na literatura para analisar a TCE durante a solidificação unidirecional vertical ascendente sob condições transientes de extração de calor das ligas investigadas, também é apresentado.

1.2 OBJETIVOS DESTE TRABALHO

Considerando o exposto e a importância do assunto, foram estabelecidos os seguintes objetivos para este trabalho:

- Revisar a literatura existente sobre o assunto a ser abordado.

- Obter os perfis de temperatura para cinco posições de termopares localizados no metal líquido correspondentes a 5, 10, 15, 30 e 50 mm a partir da interface metal/molde das ligas Al-3%Si, Al-7%Si e Al-9%Si.
- Calcular, com base nos registros térmicos experimentais, os respectivos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde das referidas ligas através do método do confronto teórico-experimental de perfis térmicos.
- Determinar a velocidade da isoterma líquidus e a taxa de resfriamento das ligas em questão a partir dos registros térmicos experimentais levantados comparando-os a seguir com as previsões teóricas de um modelo numérico.
- Caracterizar as macroestruturas das ligas investigadas obtidas de modo a possibilitar a avaliação da unidirecionalidade da extração de calor.
- Determinar a posição da transição colunar-equiaxial (TCE) por meio da análise macroestrutural das ligas analisadas.
- Avaliar os efeitos impostos por correntes convectivas termossolutais no comportamento da TCE das ligas estudadas durante a solidificação unidirecional horizontal.
- Comparar os resultados obtidos neste trabalho com aqueles fornecidos por um modelo teórico-experimental desenvolvidos para prever a posição da TCE, existentes na literatura, para o caso do regime transitório de extração de calor durante a solidificação unidirecional vertical ascendente das ligas analisadas neste trabalho.

CAPÍTULO 2: MACROESTRUTURAS DE SOLIDIFICAÇÃO

2.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O estudo das macroestruturas de solidificação objetiva o controle das propriedades mecânicas dos metais através da geometria, dimensão, distribuição e orientação cristalográfica dos cristais produzidos durante o processo de formação do metal sólido, o que é possível através do estudo, entendimento, identificação e controle dos mecanismos geradores. A solidificação se processa pela ocorrência no líquido de núcleos sólidos com orientações cristalográficas aleatórias, os quais crescendo com morfologia plana, celular ou dendrítica, constituem no final do processo os grãos cristalinos, na maioria das vezes de dimensões macroscópicas. Assim, devemos favorecer a zona equiaxial se desejamos a obtenção de estruturas isotrópicas, com grãos de pequenas dimensões. Por outro lado, a zona colunar deve prevalecer se desejarmos obter estruturas anisotrópicas.

A seguir serão analisados os mecanismos de formação dessas zonas estruturais, os fatores que interferem em tais mecanismos bem como as possibilidades de se manipular tais fatores com o objetivo de se programar a estrutura resultante.

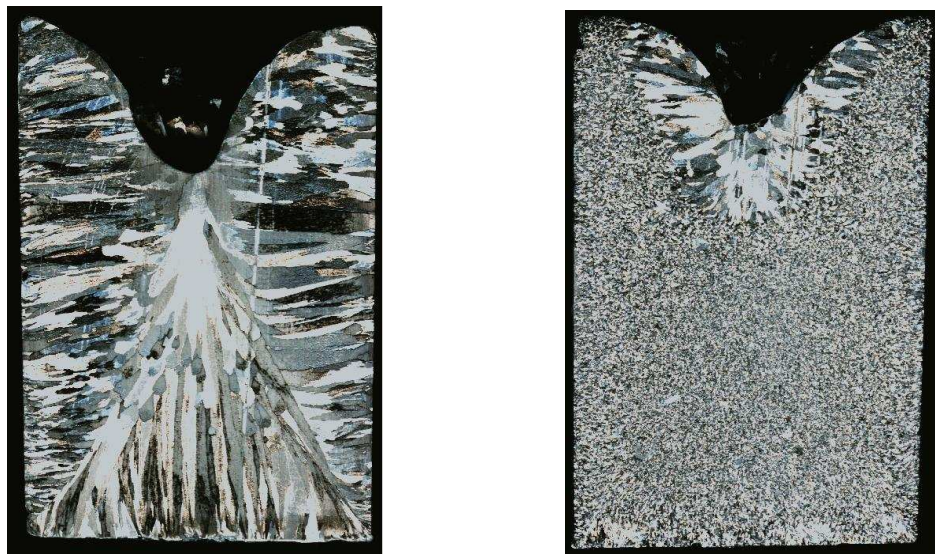


Figura 2.1 – Lingotes de alumínio apresentando diferentes macroestruturas (Oliveira, 2005)

2.1.1 Zona coquilhada

A zona coquilhada é constituída de grãos de dimensões muito pequenas que apresentam direções cristalinas aleatórias, sendo localizada junto às paredes do molde. São quatro os principais mecanismos apresentados pela literatura para explicar a formação da zona coquilhada:

(a) Mecanismo de Henzel (Nucleação Copiosa / 1937)

A zona coquilhada surge em função de uma nucleação copiosa em uma camada de líquido super-resfriado existente junto às paredes do molde, como consequência de gradientes térmicos e composicionais. A nucleação ocorre sobre substratos que podem ser substâncias presentes ou introduzidas no líquido bem como as paredes do molde. Na Figura 2.2, apresentada abaixo, Santos (2006) mostra os perfis da temperatura real e da temperatura liquidus na interface S/L caracterizando a região de super-resfriamento constitucional.

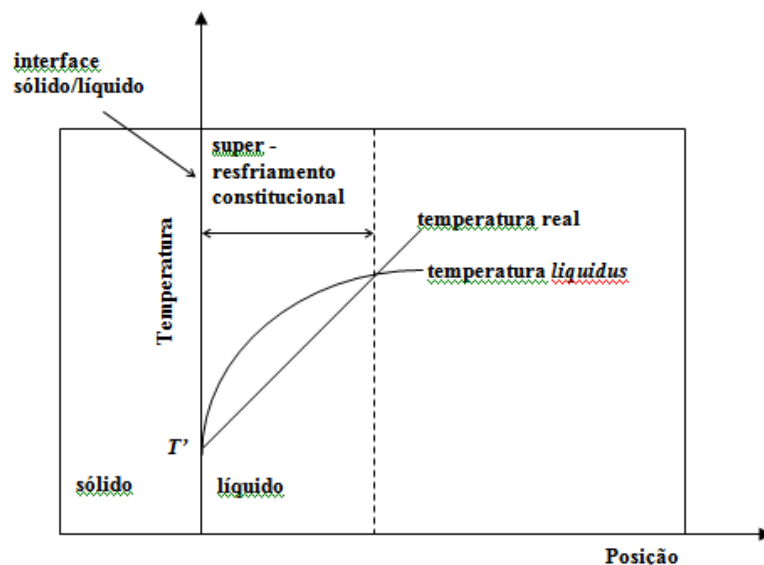


Figura 2.2 – Perfis de temperatura real e da temperatura liquidus na interface S/L caracterizando a região de super-resfriamento constitucional (Santos, 2006)

(b) Mecanismo de Bower e Flemings (Multiplicação Cristalina / 1967)

Os autores afirmam que a formação da referida zona se deve à separação de ramos dendríticos dos cristais, provocada pela presença de convecção no líquido. De acordo com os mesmos, na ausência de convecção no líquido não ocorre a formação da zona coquilhada.

(c) Mecanismo de Biloni e Morando (1968)

Os autores verificaram que tanto a nucleação copiosa como a multiplicação cristalina são mecanismos responsáveis pela formação da zona coquilhada e que a participação de cada um dos mesmos depende das condições de extração de calor pelo molde, ou seja, em sistemas de alta extração de calor predomina o mecanismo da nucleação copiosa enquanto que com a diminuição da taxa de extração de calor o mecanismo da multiplicação cristalina passa a ser o mais importante.

(d) Mecanismo de Ohno (Estricção / 1970)

A zona coquilhada é formada devido a precipitação de grãos de pequenas dimensões nucleados sobre as paredes do molde em regiões mais drasticamente resfriadas, como o topo do lingote, para a região de líquido adjacente a essas paredes. Afirma, ainda, que a separação dos cristais das paredes do molde ocorre devido flutuações térmicas ou turbulência no líquido. Para que isto aconteça é necessário que exista soluto no líquido provocando a estricção dos cristais que surgem nas paredes do molde, conforme indicado na Figura 2.3.

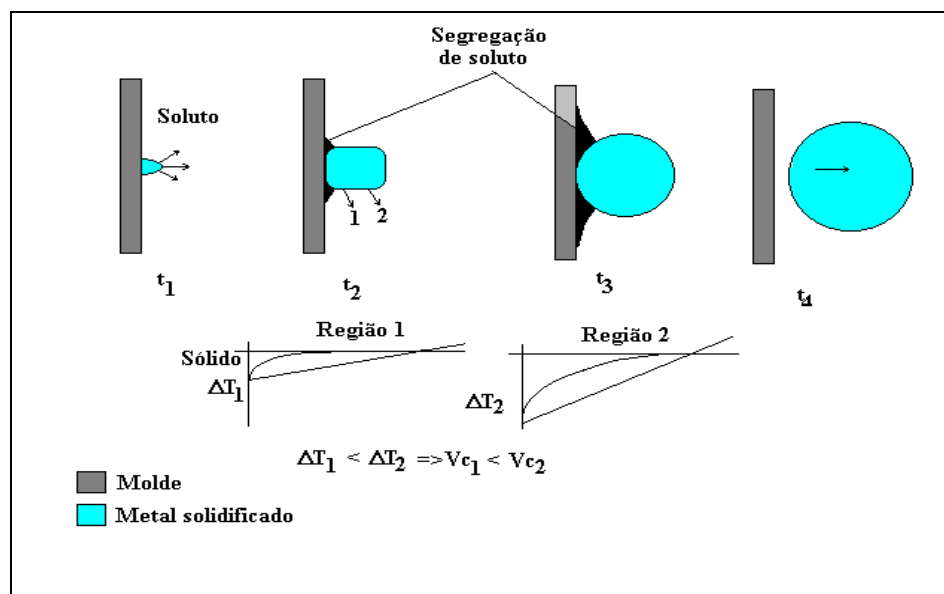


Figura 2.3 – Mecanismo proposto por Ohno para a formação da zona coquilhada onde observa-se a estricção de grãos coquilhados sobre as paredes do molde (Almeida, 1999)

De modo geral, pode-se dizer que lingotes obtidos em condições práticas de fundição podem apresentar zonas coquilhadas de diferentes espessuras, com grãos de diferentes dimensões, ou mesmo não apresentar esta zona em função das características operacionais e

metalúrgicas do sistema metal/molde. Os fatores que interferem na formação da zona coquilhada podem ser avaliados através dos mecanismos que descrevem sua formação.

2.1.2 Zona colunar

A zona colunar é constituída de grãos alongados segundo a direção do fluxo de calor sendo extraído do líquido, isto é, normal às paredes do molde. Tais grãos possuem dimensões bastante superiores às dos grãos da zona coquilhada apresentando, portanto, direções cristalográficas fortemente orientadas. São dois os principais mecanismos apresentados para explicar a formação da zona colunar:

(a) Mecanismo de Chalmers e Walton (Crescimento Seletivo / 1959)

Os grãos colunares são formados a partir de um crescimento seletivo, conforme a direção preferencial do fluxo de calor, de determinados grãos da zona coquilhada. Assim, os grãos coquilhados nucleados nas paredes do molde possuem uma direção preferencial de crescimento relacionada em geral com os planos cristalográficos mais compactos. Nos instantes iniciais da solidificação, os cristais crescem com maior velocidade lateralmente uma vez que as paredes do molde e regiões adjacentes são as áreas de menor temperatura. Como estas áreas encontram-se preenchidas por grãos coquilhados, o sólido passa a crescer em direção ao líquido. Neste instante, os cristais que apresentarem a direção preferencial segundo o fluxo de calor crescerão mais rapidamente que cristais vizinhos com orientações desfavoráveis chegando após um determinado tempo a suprimi-los. Os cristais sobreviventes ao crescimento seletivo constituirão a zona colunar conforme pode ser observado esquematicamente na Figura 2.4.

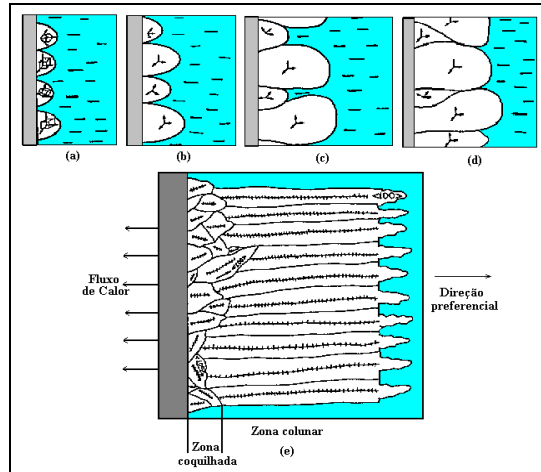


Figura 2.4 - Mecanismo do crescimento seletivo proposto por Chalmers e Walton para explicar a formação da zona colunar (Almeida, 1999)

(b) Mecanismo de Chalmers e Biloni (1965)

Estes autores ao observarem a presença de grãos equiaxiais no interior da zona colunar sugerem que nem todos os grãos desta zona estrutural seriam necessariamente originados a partir de grãos coquilhados formados diretamente nas paredes do molde. Os grãos colunares poderiam também ser nucleados a partir de grãos coquilhados formados na superfície do lingote e que decantariam para o interior do líquido.

2.1.3 Zona equiaxial

A zona equiaxial é caracterizada pela presença de grãos que crescem em direções cristalográficas aleatórias, com dimensões maiores que os grãos da zona coquilhada, localizando-se na região central do lingote. Pode ser formada por nucleação direta à frente da zona colunar em crescimento, a partir da ruptura da própria zona colunar ou por crescimento de cristais originados em outras regiões do líquido que seriam arrastados até o centro do lingote onde cresceriam. São seis as principais teorias propostas para explicar a sua formação:

(a) Mecanismo de Chalmers e Winegard (Super-resfriamento Constitucional / 1953)

Ao observar a ausência de zona equiaxial em metais puros e que o aumento do teor de soluto no líquido favorece a presença de grãos equiaxiais, os autores propõem que esses grãos são nucleados diretamente no líquido diante da zona colunar em crescimento. A rejeição de soluto à frente da interface de crescimento colunar possibilita o super-resfriamento

constitucional do líquido nesta região tornando viável a nucleação admitindo-se como possível a ocorrência local de alto teor de soluto, baixa taxa de difusão de soluto no líquido e gradientes térmicos adequados. Surgem então grãos formados com orientações cristalográficas aleatórias e morfologia dendrítica uma vez que a solidificação ocorre na presença de super-resfriamento constitucional. Portanto, o aparecimento de grãos equiaxiais ocorre nos instantes finais da solidificação quando altos gradientes de soluto são atingidos no líquido à frente da zona colunar até bloquearem completamente os grãos da mesma, como mostra a Figura 2.5.

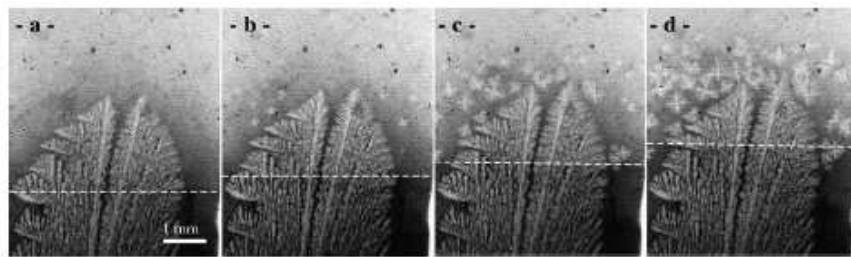


Figura 2.5 – Formação de grãos equiaxiais à frente da zona colunar em crescimento durante a solidificação da liga Al-3,5%Ni. (Reinhart et al 2005)

(b) Mecanismo de Chalmers e Biloni (Big-Bang / 1963)

Núcleos coquilhados, formados durante o vazamento nas paredes do molde e/ou em regiões de líquido adjacentes às mesmas, são transportados para o centro do lingote e mantidos em uma zona de líquido super-resfriada constitucionalmente. Tais núcleos continuam crescendo equiaxialmente pois não encontram-se em contato com qualquer frente de solidificação. Os grãos equiaxiais são mantidos no líquido até que o seu crescimento bloqueie a zona colunar, apresentado na Figura 2.6.

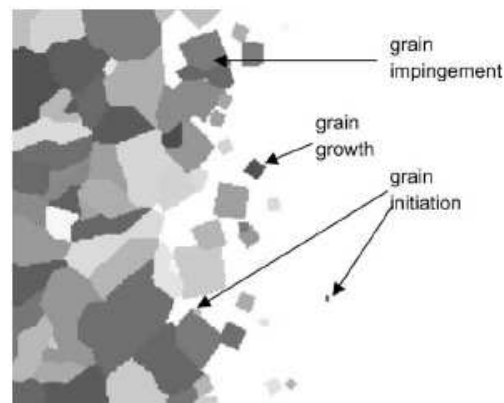


Figura 2.6 – Simulação do transporte de grãos coquilhados, localizados à frente da zona colunar em crescimento, para o centro do lingote (Quested e Greer, 2005)

(c) Mecanismo de Jackson e colaboradores (Multiplicação Cristalina / 1966)

Os autores observaram um terceiro mecanismo atuando na formação de grãos equiaxiais originados a partir de grãos colunares onde parte de suas ramificações dendríticas secundárias são quebradas devido a ação de correntes de convecção no líquido, sendo então liberadas para a região localizada à frente da interface sólido/líquido. Os ramos dendríticos separados da zona colunar devem encontrar condições de crescimento no líquido à frente da interface de solidificação a fim de constituírem a zona equiaxial. Tan e Zabarás (2007) simularam quebra de ramificações dendríticas de grãos colunares por correntes de convecção forçada no líquido como mostra a Figura 2.7.

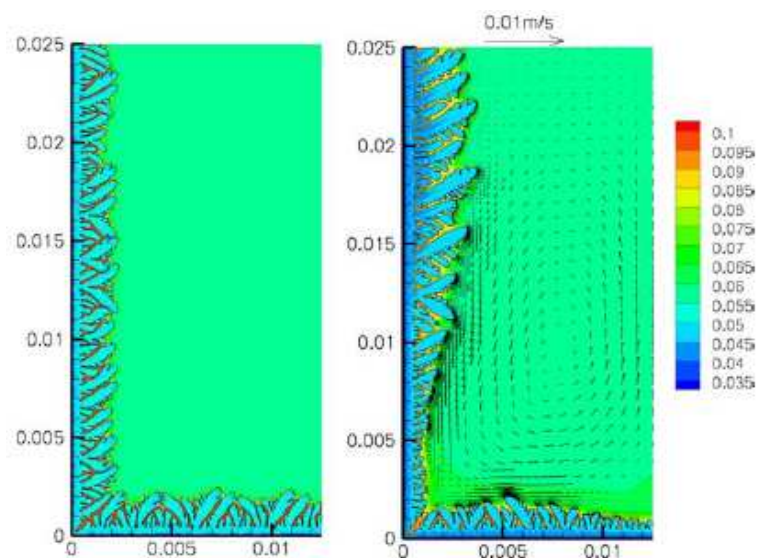


Figura 2.7 – Simulação da quebra de ramificações dendríticas de grãos colunares por correntes de convecção forçada no líquido (Tan e Zabarás, 2007)

(d) Mecanismo de Southin (Decantação / 1967)

Os grãos equiaxiais são formados a partir de dendritas ou parte de dendritas precipitadas da superfície livre para o interior do líquido, onde crescem constituindo a zona equiaxial. Southin admite que pequenas vibrações na superfície livre do líquido, o próprio peso do sólido formado ou ainda a ruptura intergranular dessa camada sólida por imposição da retração para a formação do rechupe, possibilitam a precipitação de dendritas ou parte destas para o interior do líquido à frente da zona colunar em crescimento. Essas dendritas, em contato com o sólido já formado, têm o seu calor rapidamente retirado por condução e tendem a crescer na direção do fluxo de calor não havendo necessidade, portanto, de super-resfriamento do líquido à frente da interface de crescimento.

(e) Mecanismo de Ohno e Motegi (Separação / 1970)

Os grãos equiaxiais são formados por meio do crescimento de grãos coquilhados nas paredes do molde de onde são separados e conduzidos para o interior do líquido por correntes de convecção. De acordo com o explicado anteriormente, para a formação da zona coquilhada, os cristais nucleados em contato com as paredes do molde ao crescerem desenvolvem estrição por efeito da rejeição de soluto possibilitando sua fácil remoção das paredes. Para a atuação do mecanismo são necessárias, portanto, condições de nucleação de grãos coquilhados, teor de soluto suficiente para produzir estrição, rápida separação destes cristais iniciais e condições térmicas no líquido para a sobrevivência dos cristais separados, conforme mostrado anteriormente na Figura 2.3.

(f) Mecanismo da Nucleação Extensiva

Este mecanismo ocorre quando potentes substratos de nucleação são inoculados no líquido. A nucleação sobre substratos eficientes requer condições energéticas pouco severas podendo ocorrer extensivamente, ou seja, em todo o volume do líquido ao mesmo tempo desde que haja super-resfriamento suficiente. Assim, núcleos sólidos surgem em todo o volume líquido crescendo de maneira equiaxial e simultaneamente, suprimindo a possibilidade do crescimento colunar. A nucleação extensiva pode ocorrer também via coquilhamento em lingotes de pequenas dimensões, isto é, a estrutura pode se apresentar totalmente equiaxial devido o forte coquilhamento nos estágios iniciais da solidificação não ocorrendo, portanto, distinção entre a zona equiaxial e a zona coquilhada.

Analisando-se os mecanismos apresentados observa-se que de maneira geral a extensão, localização e dimensão dos grãos da zona equiaxial dependem das seguintes condições:

- Nucleação intensa nos estágios iniciais do resfriamento em todo o volume do líquido e na superfície livre do mesmo durante o processo de solidificação.
- Geração de novos núcleos sólidos a partir da zona colunar em crescimento.
- Arraste de grãos e partículas sólidas desprendidas da zona coquilhada, superfície livre do líquido e/ou zona colunar para o líquido à frente da interface de solidificação.
- Sobrevivência e crescimento de grãos e partículas sólidas arrastadas para o líquido diante da zona colunar.

Tais condições, por sua vez, dependem das características termofísicas do sistema metal/molde bem como das condições operacionais envolvidas no processo de solidificação.

Alguns fatores podem favorecer a sobrevivência das ramificações dendríticas destacadas do crescimento colunar bem como dos cristais coquilhados arrastados pelas correntes convectivas e, conseqüentemente, aumentar a dimensão da zona equiaxial (Garcia, 2001):

- **Superaquecimento:** Valores elevados favorecem a refusão de cristais e ramificações dendríticas promovendo, por conseguinte, o aumento da extensão da zona colunar. O superaquecimento é menos significativo na estrutura de grãos de fundidos de grandes dimensões.
- **Ligas com grandes intervalos de solidificação:** Maiores intervalos de solidificação, ou qualquer outro fator que proporcione um maior distanciamento entre as pontas e as raízes das dendritas, induzem um maior comprimento dendrítico tornando portanto as mesmas mais sujeitas à fragmentação.
- **Composição da liga:** Aumentos no teor de soluto da liga (C_0), tendem a diminuir a extensão da região colunar. Alguns estudos relatam, no entanto, que a região colunar não é uma simples função da concentração da liga.
- **Refinadores de grão:** A produção de núcleos pode não ser suficiente para gerar a zona equiaxial. A adição de refinadores de grão pode reduzir a extensão do crescimento colunar.
- **Moldes com baixas difusividades de calor** como, por exemplo, de areia que quando comparados com moldes metálicos induzem gradientes térmicos menores na zona pastosa favorecendo o crescimento de dendritas mais longas.
- **Movimento convectivo (natural ou forçado):** A ação mecânica das correntes convectivas contribui para a fragmentação das ramificações dendríticas e, ao mesmo tempo, favorece a dissipação do superaquecimento aumentando as chances de sobrevivência dessas ramificações diminuindo assim a extensão da região colunar.

Estes três mecanismos de geração de núcleos formadores da zona equiaxial foram constatados em diferentes observações experimentais, principalmente naquelas desenvolvidas com compostos orgânicos. Possivelmente, todos eles ocorram simultaneamente durante a solidificação da maioria das ligas de interesse industrial.

2.2 TRANSIÇÃO COLUNAR-EQUIAXIAL (TCE)

A previsão da transição colunar - equiaxial (TCE) é de grande interesse para a avaliação e o projeto das propriedades mecânicas de produtos solidificados. Assim, os pesquisadores necessitam de um razoável entendimento a respeito da influência dos parâmetros envolvidos na solidificação a fim de melhorar a eficiência e desempenho dos materiais de modo que a TCE pode ser considerada como um importante objeto da investigação no que diz respeito à solidificação direcional de ligas metálicas.

Por isso, é necessário entender os mecanismos que levam a essa transição. A literatura apresenta uma extensa série de trabalhos teóricos e experimentais (Doherty, 1977; Hunt, 1984), que revelam os principais fatores de influência como: o superaquecimento (que quanto maior impede a formação de zona equiaxial ou retarda a TCE, aumentando dessa forma o comprimento relativo da zona colunar); o aquecimento do molde (que provoca efeito semelhante); a capacidade de resfriamento na interface metal/molde traduzida pelo coeficiente de transferência de calor h_i (influi retardando a transição para valores de h_i mais elevados); taxas de resfriamento (quanto mais elevadas favorecem o aumento da zona colunar); o teor de soluto (na composição química da liga atua no sentido de favorecer a transição à medida que é aumentado, podendo ocorrer exceções, como é o caso do teor de carbono nos aços) e, por fim, o tamanho do molde (que se aumentada a seção transversal favorece a formação da zona equiaxial, já que o efeito do superaquecimento é diminuído) (Ares e Schvezov, 2000; Canté, 2007; Doherty, 1977; Flood e Hunt, 1987; Siqueira, 2003; Wang e Beckermann, 1994; Willers, 2005).

A TCE tem sido objeto de estudos numéricos (Badillo e Beckermann, 2006; Dong e Lee, 2005; Ludwig e Wu, 2005; Wang e Beckermann, 1994) e analíticos (Flood e Hunt, 1987a e Flood e Hunt, 1987b; Hunt, 1984) empreendidos com vistas a modelagem deste fenômeno. Estes estudos destacam a importância do crescimento dos grãos equiaxiais e colunares e desenvolvem expressões e/ou procedimentos numéricos para descrever a transição

colunar equiaxial (Mahapatra e Weinberg, 1987 e Weinberg, 1989). Hunt (1984) O modelo da TCE desenvolvido por Hunt é baseado nos resultados de Burden e Hunt (1974) que estudaram uma liga Al-Cu submetida a diferentes gradientes de temperatura e velocidades de crescimento. Wang e Beckermann (1994) propuseram um modelo numérico para prever a posição da TCE na solidificação de ligas com base em uma abordagem multifásica, que depende do calor e difusão do soluto, assim como a nucleação, crescimento e morfologia dos grãos. Os grãos equiaxiais assumiram nucleação instantânea à temperatura liquidus e o modelo de Lipton-Glicksman-Kurz (LGK) (1984) foi utilizado para relacionar a velocidade de crescimento dendrítico ao super-resfriamento. Com os recentes avanços computacional, técnicas direta de simulação microestrutural mantem promessas para modelar a TCE.

Por outro lado, uma série de investigações experimentais relatadas na literatura sugerem que a TCE ocorre quando o gradiente de temperatura no estado líquido atinge valor crítico mínimo. Mahapatra and Weinberg (1987) encontraram valores de 0,10 e 0,13 °C/ mm, respectivamente, para as ligas de Sn5 % Pb e Sn15% Pb. Eles observaram que a posição da TCE era dependente da taxa de extração de calor da parte inferior do lingote de solidificação direcional e independente do superaquecimento contrários aos relatórios anteriores. Ziv e Weinberg (1989) mostraram que a TCE ocorre quando a inclinação atinge um mínimo de 0,06°C/mm, para uma liga Al-Cu-3%. Suri et al. (1991) analisaram a solidificação direcional de uma liga Al 4.5% Cu em moldes de cobre e aço inoxidável em uma larga escala de super-resfriamento, depois de comparar as posições da TCE com os correspondentes valores de G_L e V_L , têm sugerido que a transição ocorre para $G_L < 0,74V_L^{0,64}$ Ares e Schvezov (2000) realizaram experimentos com ligas Pb-Sn de solidificação direcional com molde refrigerado e observaram que a TCE ocorreu em uma região não comum quando o gradiente de temperatura no estado fundido diminuiu para valores que variam de -0,8 a 1 °C/cm. Gandin (2000) que combina simulações de um modelo numérico e de resultados experimentais relativos a solidificação direcional de ligas Al-Si, propôs um critério de medição da TCE baseado na posição da velocidade máxima da interface dendrítica, sugerindo um aumento contínuo na taxa de crescimento da dendrita até um valor máximo, cerca de dois terços do comprimento do lingote, onde a transição deve ocorrer.

Os efeitos do sentido da gravidade em relação à TCE foram analisados com a refrigeração principalmente na parte inferior ou superior do molde. Quando o processo é realizado verticalmente ascendente a influência da convecção é minimizado quando o soluto é rejeitado para as regiões interdendrítica, proporcionando a formação de um líquido interdendrítico mais denso do que o volume global de metal líquido. No caso da solidificação

direcional vertical descendente a configuração do sistema fornece o liquefaz a convecção que surge durante o processo. Na solidificação unidirecional horizontal, quando a extração de calor é do lado do molde, a convecção em função dos gradientes de composição no líquido sempre vai ocorrer. Uma característica importante da configuração horizontal é o gradiente de concentração de soluto e da densidade no sentido vertical, pois o líquido rico em soluto cai enquanto o solvente livre de cristais sobem devido força de empuxo. Além disso, haverá também um gradiente vertical de temperatura, logo que a convecção termo-soluto emergir. Poucos estudos, entretanto, relataram os efeitos da convecção para a TCE para este caso particular.

Posteriormente, outros trabalhos interessantes sobre o assunto foram desenvolvidos entre os quais pode-se citar o de Siqueira (2002) que estudou a TCE em ligas Sn-Pb e Al-Cu solidificadas unidirecionalmente em um sistema vertical ascendente, conforme indicado na Figura 2.9, utilizado pela primeira vez no Brasil por Garcia em 1978. Nesse dispositivo, a solidificação acontece em sentido contrário ao da gravidade com o peso próprio do lingote atuando, favorecendo o contato térmico com a base refrigerada. Durante o processo, quando o soluto rejeitado na solidificação provoca a formação de um líquido interdendrítico mais denso que o volume do metal líquido de origem, a solidificação se processa de forma completamente estável sob o ponto de vista da movimentação do líquido, ou seja, como o perfil de temperaturas no líquido é crescente em direção ao topo do lingote e o líquido mais denso localiza-se junto à fronteira de transformação sólido/líquido não ocorrem, portanto, correntes convectivas nem por diferença de temperaturas e nem por diferença de concentrações de soluto o que facilita a análise da transferência de calor uma vez que esta acontece essencialmente por condução térmica unidirecional. Siqueira desenvolveu uma abordagem teórica-experimental para determinar quantitativamente parâmetros térmicos da solidificação como coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde, velocidades de crescimento da isoterma *liquidus*, gradientes térmicos e taxas de resfriamento que influenciam a TCE, observadas nas Figuras 2.10 e 2.11. Esse estudo propõe um critério baseado em taxas de resfriamento críticas de 0,2 K/s para o sistema Al-Cu e 0,014 K/s para o sistema Sn-Pb, sendo que o crescimento colunar prevalece para taxas maiores que esses valores críticos. A Tabela 2.1 sintetiza os resultados alcançados pelo autor para as ligas analisadas do sistema Sn-Pb.

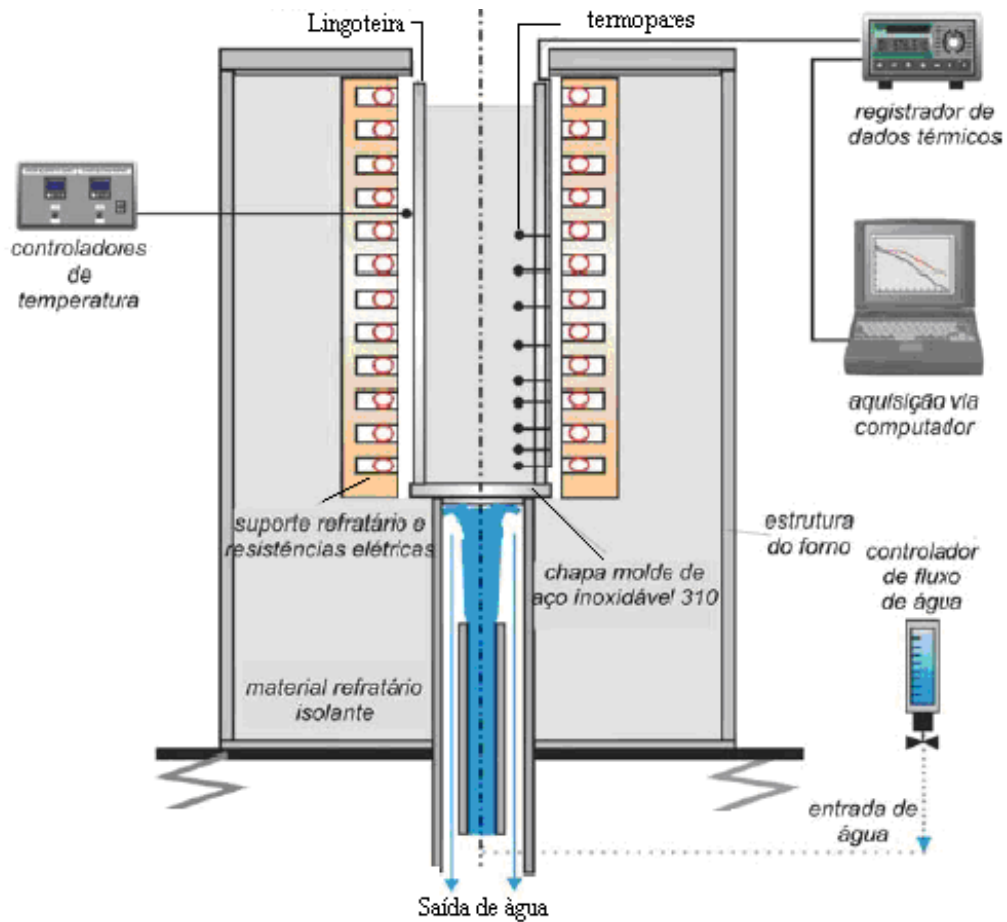


Figura 2.8 – Dispositivo de solidificação unidirecional vertical ascendente refrigerado a água desenvolvido por Garcia (1978) e utilizado por Siqueira (2002)

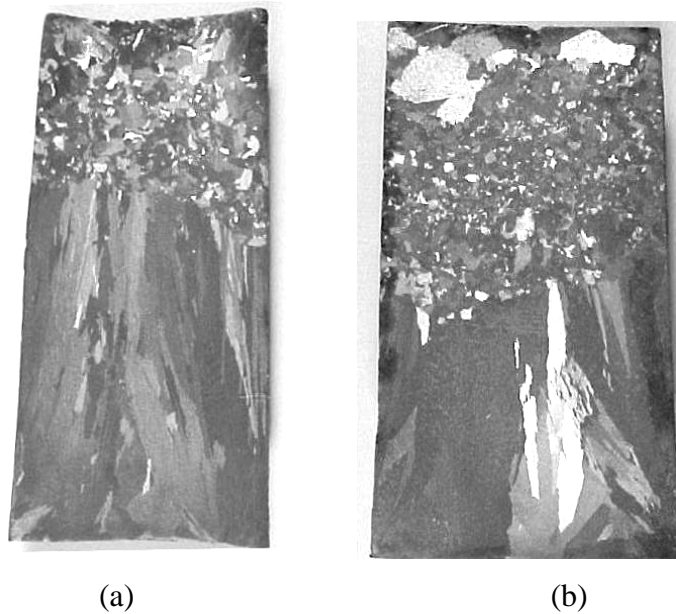


Figura. 2.9 - Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço inoxidável recoberta com alumina indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-20%Pb e (b) Sn-30%Pb (Siqueira, 2002)

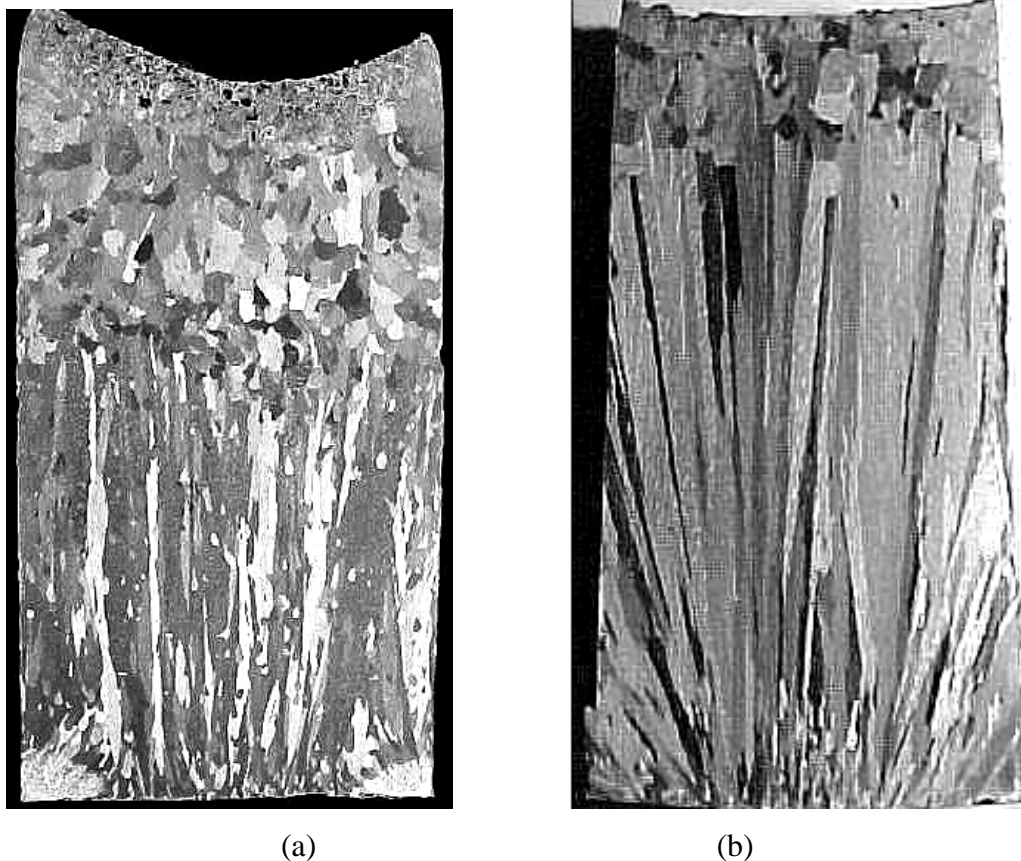


Figura 2.10 - Macroestruturas obtidas com chapa molde de aço 1020 polida indicando a ocorrência da TCE: (a) Al-5%Cu e (b) Al-8%Cu (Siqueira, 2002)

Tabela 2.1 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Siqueira (2002) para ligas do sistema Sn-Pb.

Ligas	TCE (mm)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	\dot{T} (K/s)
Sn-5%Pb	67	0,275	0,033	0,009
Sn-10%Pb	60	0,283	0,052	0,015
Sn-20%Pb	65	0,323	0,047	0,015
Sn-30%Pb	50	0,224	0,070	0,016
Valores Médios	60,5	0,276	0,051	0,014

Em 2004, Peres, utilizando o mesmo critério de previsão para a TCE realizou experimentos em ligas Al-Si, empregando o mesmo dispositivo de solidificação de Siqueira (2002). Um comportamento interessante no que diz respeito à evolução da solidificação foi observado pelo autor, ao mesmo tempo em que o coeficiente de transferência de calor

metal/molde e a difusividade térmica diminuem com o aumento do teor de soluto, a temperatura inicial de solidificação (temperatura *liquidus*) também diminui. Ocorre, segundo o autor, uma compensação entre estes fatores térmicos que conduzem a uma evolução da solidificação muito similar para as ligas investigadas. Assim, as variáveis térmicas de solidificação apresentaram comportamento muito semelhante em todos os casos. Como a TCE depende destas variáveis, a mesma ocorreu praticamente na mesma posição a partir da interface metal/molde para todas as ligas estudadas como podemos observar na Figura 2.12. O valor médio da taxa de resfriamento foi de 0,17 K/s, muito próximo da taxa crítica de resfriamento determinada para ligas do sistema Al-Cu analisadas por Siqueira (2002), que foi de 0,2 K/s. A Tabela 2.2. sintetiza os resultados alcançados por Peres.

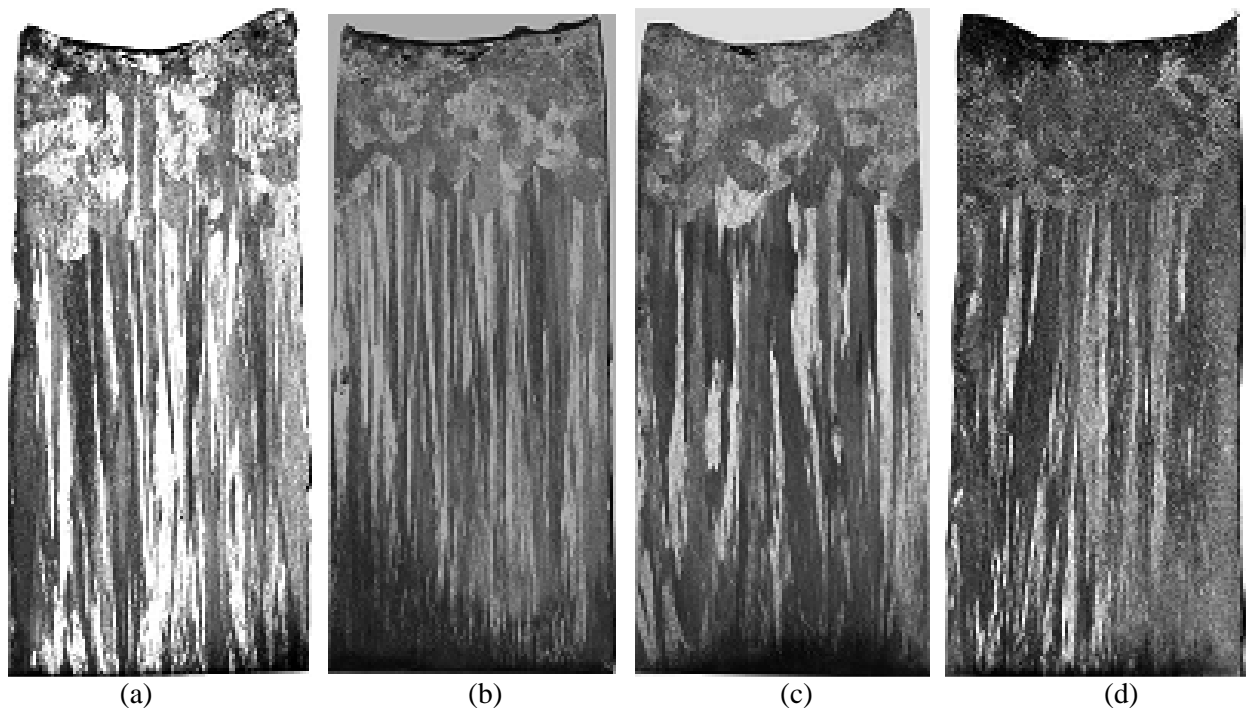


Figura 2.11 - Macroestruturas de ligas do sistema Al-Si na solidificação unidirecional vertical ascendente indicando a ocorrência da TCE: (a) Al-3%Si, (b) Al-5%Si, (c) Al-7%Si e (d) Al-9%Si (Peres, 2004)

Tabela 2.2 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Peres (2004) para ligas do sistema Al-Si.

Ligas	TCE (mm)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	\dot{T} (K/s)
Al-3%Si	94	0,50	0,32	0,16
Al-5%Si	95	0,46	0,34	0,15
Al-7%Si	95	0,45	0,33	0,15
Al-9%Si	97	0,39	0,52	0,20
Valores Médios	95	0,45	0,38	0,17

Por outro lado, Spinelli (2005), obteve resultados para a TCE em ligas Sn-Pb sob condições de solidificação unidirecional vertical descendente, cujo dispositivo utilizado encontra-se indicado esquematicamente na Figura 2.13. O mesmo é bastante similar ao anterior quanto à sua estruturação, entretanto, a câmara refrigerada à água é localizada no topo do lingote. Nestas condições, a solidificação acontece no mesmo sentido da ação da gravidade com o peso próprio do lingote atuando no sentido de deslocá-lo do contato com a base refrigerada o que irá configurar uma situação de maior resistência térmica à passagem de calor do lingote em direção ao fluido de refrigeração, quando comparada com a solidificação vertical ascendente. Outra diferença essencial, consiste na presença de algum movimento convectivo uma vez que o perfil de temperaturas do líquido é crescente em direção à base do lingote (isolada termicamente), o que significa que ocorrerá pelo menos convecção por diferença de temperaturas no líquido. Naturalmente que, se o soluto rejeitado provocar um líquido interdendrítico de maior densidade do que o líquido nominal, ocorrerá também movimento convectivo por diferença de densidades. Este arranjo experimental é importante exatamente por este motivo, ou seja, promove o contraponto com a solidificação ascendente permitindo a verificação da influência de correntes convectivas sobre o arranjo da estrutura de solidificação, mostrando as diferenças entre ambas as configurações quando solidificam-se ligas de mesma composição. O autor observou que a TCE ocorre essencialmente em um plano horizontal e que a mesma se aproxima da interface metal/molde à medida que o teor de soluto aumenta.

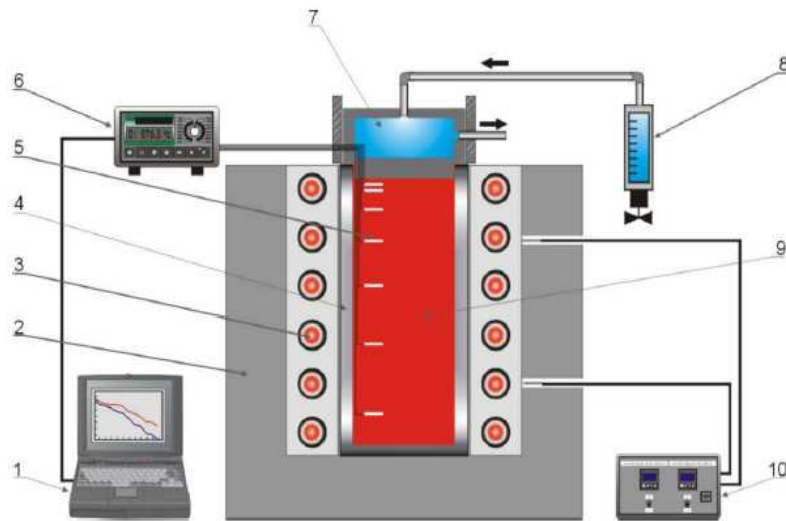


Figura 2.12 – Dispositivo de solidificação unidirecional vertical descendente refrigerado a água desenvolvido por Spinelli (2005) com a correspondente identificação de seus principais componentes: (1) sistema de aquisição de dados, (2) material refratário, (3) resistências elétricas, (4) lingoteira, (5) termopares, (6) registrador de dados, (7) câmara refrigerada, (8) rotâmetro, (9) metal, (10) controle do forno

Da mesma maneira que Siqueira e Peres, Spinelli notou que a TCE é dependente das variáveis térmicas de solidificação (G_L , V_L e T_R), sendo que as mesmas dependem do tempo e da posição da isoterma *liquidus* durante a solidificação. Para uma determinação mais precisa dos valores desses parâmetros, o autor os comparou com as curvas de um modelo numérico (Ferreira, 2004) o que propiciou interpolações mais precisas para os resultados finais. Além disso, os perfis numéricos gerados permitiram a extrapolação das variáveis de solidificação em posições não monitoradas experimentalmente como, por exemplo, posições maiores que 90 mm a partir da interface entre o metal e a câmara de refrigeração. Os resultados encontrados por Spinelli encontram-se mostrados na Tabela 2.3.

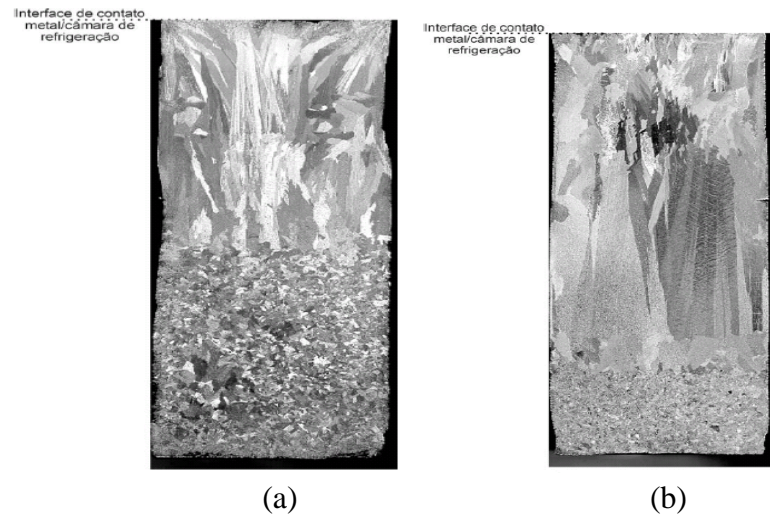


Figura 2.13 - Macroestruturas de ligas do sistema Sn-Pb na solidificação unidirecional vertical descendente em molde refrigerado indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-5%Pb e (b) Sn-20%Pb (Spinelli, 2005)

Tabela 2.3 – Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Spinelli (2005) para ligas do sistema Sn-Pb.

Ligas	TCE (mm)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	\dot{T} (K/s)
Sn-5%Pb	120	0,160	0,192	0,030
Sn-15%Pb	83	0,180	0,155	0,028
Sn-20%Pb	76	0,227	0,142	0,032
Valores Médios	93	0,189	0,163	0,030

Mais recentemente, Moutinho (2007) utilizando um dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado à água, desenvolvido por Silva (2007) e apresentado esquematicamente nas Figuras 2.15 e 2.16, investigou a TCE em ligas Sn-Pb. A importância do estudo realizado pelo autor pode ser justificada pelo fato de que na solidificação unidirecional horizontal a convecção em função de gradientes de composição no líquido (convecção solutal) sempre vai ocorrer. Solutos mais densos ou menos densos podem induzir correntes convectivas no líquido que solidifica através da decantação ou flutuação do soluto rejeitado à frente da interface sólido/líquido. Assim sendo, Moutinho desenvolveu em seu estudo uma abordagem teórica-experimental que objetivou a análise dos efeitos impostos pela convecção solutal tanto no comportamento das variáveis térmicas de solidificação (coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde, velocidades da isoterma

liquidus, gradientes térmicos, taxas de resfriamento, etc) como na ocorrência da TCE em ligas do sistema Sn-Pb.

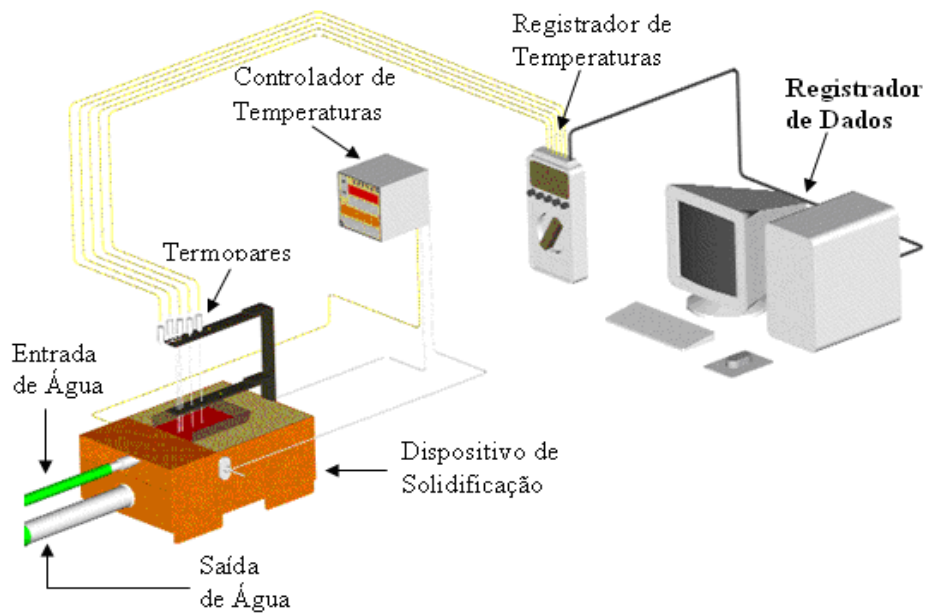


Figura 2.14 - Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado a água desenvolvido por Silva (2007) e utilizado por Moutinho (2007)

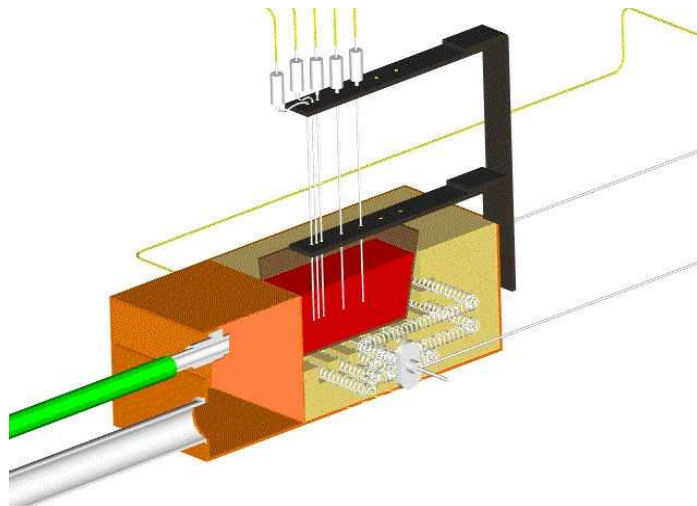
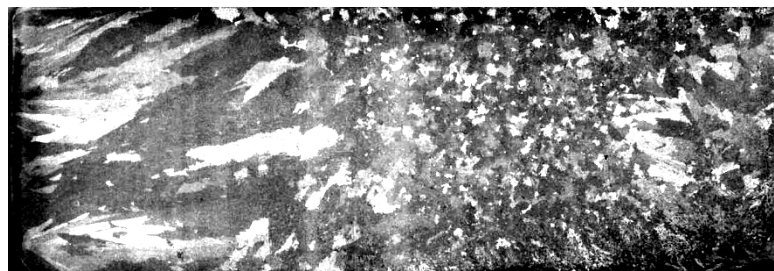


Figura 2.15 - Corte longitudinal do dispositivo mostrando as resistências elétricas e o posicionamento dos termopares no interior do mesmo (Silva 2007) e utilizado por Moutinho (2007)



(a)



(b)

Figura 2.16 - Macroestruturas obtidas na solidificação unidirecional em molde horizontal refrigerado indicando a ocorrência da TCE: (a) Sn-15%Pb e (b) Sn-25%Pb (Moutinho, 2007)

Tabela 2.4 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à TCE obtidos por Moutinho (2007) para ligas do sistema Sn-Pb.

Ligas	TCE (mm)	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	\dot{T} (K/s)
Sn-15%Pb	93	0,072	0,35	0,025
Sn-20%Pb	72	0,100	0,40	0,025
Sn-25%Pb	34	0,100	0,35	0,090
Valores Médios	66	0,091	0,37	0,047

Tabela 2.5 – Principais estudos apresentados na literatura que tentam descrever a formação das zonas coquilhada, colunar, equiaxial assim como a transição colunar-equiaxial (TCE)

AUTOR(ES)	ANO	MATERIAL
Morando et al.	1970	Al-Cu
Burden e Hunt	1974	Al-Cu
Doherty et al.	1977	Al-Cu / Al-Zn / Al-Mg
Witzke e Riquet	1982	Al-Cu
Hunt	1984	Al-Cu
Fredriksson e Olsson	1986	Aços Baixa Liga
Flood e Hunt	1987	Al-Cu
Mahapatra e Weinberg	1987	Sn-Pb
Ziv e Weinberg	1989	Al-Cu
Suri, El-Kaddah e Berry	1991	Al-Cu
Kim e Grugel	1992	Pb-Cu
Wang e Beckermann	1994	Al-Cu / Sn-Pb
Hua e Grugel	1996	Sn-Pb
Ares e Schevezov	2000	Pb-Sn
Gandin	2000	Al-Si
Martorano e Capocchi	2000	Cu-Sn
Siqueira	2002	Al-Cu / Sn-Pb
Siqueira, Cheung e Garcia	2002	Al-Cu / Sn-Pb
Heiberg et al.	2002	Al-Si
Vandyoussefi e Greer	2002	Al-Mg
Martorano, Beckermann e Gandin	2003	Al-Si
Siqueira, Cheung e Garcia	2003	Sn-Pb
Peres	2004	Al-Si
Peres, Siqueira e Garcia	2004	Al-Si
Spinelli, Ferreira e Garcia	2004	Sn-Pb
Martorano	2004	Al-Cu / Cu-Sn
Spinelli	2005	Sn-Pb
Sturz et al	2005	Al-Si
Reinhart et al.	2005	Al-Ni
Willers et al.	2005	Pb-Sn
Dong e Lee	2005	Al-Cu
Liu et al.	2006	Ti-Al
Rebow e Browne	2007	Al-Cu / Al-Si
Canté et al.	2007	Al-Ni / Al-Sn
Ares et al.	2007	Zn-Al
Silva et al	2009	Sn-Pb

Além destes, uma série de outros trabalhos científicos de natureza teórica e/ou experimental, também considerados importantes, têm sido publicados na literatura sobre a influência dos diversos parâmetros térmicos e operacionais na formação da TCE.

CAPÍTULO 3: MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 CONSIDERAÇÕES INICIAIS

O procedimento experimental adotado neste trabalho foi elaborado e desenvolvido com base em diversas etapas específicas conforme mostra o fluxograma da Figura 3.1.



Figura 3.1 - Fluxograma do procedimento experimental adotado neste trabalho.

3.2 MATERIAIS

3.2.1 Dispositivo de solidificação unidirecional horizontal

O dispositivo de solidificação unidirecional horizontal refrigerado a água utilizado na realização deste trabalho, apresentado na Figura 3.2, foi projetado, construído e aferido recentemente. O mesmo foi desenhado de tal maneira que o calor do metal líquido fosse extraído somente através de um sistema refrigerado a água, localizado em uma das paredes laterais do molde, promovendo assim a solidificação direcional horizontal e é constituído de resistências elétricas, podendo ser melhor visualizadas na Figura 3.2 (b), tem sua potência controlada a fim de estabilizar os diferentes níveis de superaquecimento no metal líquido bem como proporcionar um isolamento térmico adequado evitando perdas de calor pelas laterais e base da lingoteira. O molde de aço inoxidável utilizado possui 110 mm de comprimento, 70 mm de largura, 60 mm de altura e suas paredes 3 mm de espessura. As superfícies laterais internas do mesmo foram revestidas com camadas de alumina e a parte superior foi isolada com material refratário para evitar perdas de calor para o meio ambiente. A condição de contato térmico na interface metal/molde foi padronizada com a superfície de extração de calor sendo polida. Alguns experimentos foram inicialmente realizados com o objetivo de aferir-se a direcionalidade horizontal do fluxo de calor por parte do dispositivo de solidificação.

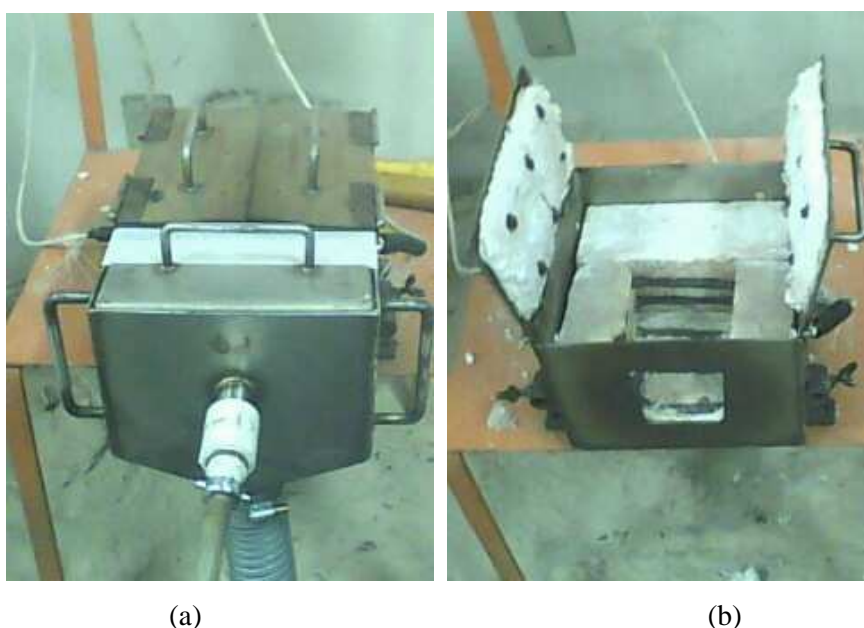


Figura 3.2 - Dispositivo de solidificação horizontal refrigerado a água: (a) com a câmara de refrigeração e (b) sem a câmara de refrigeração

3.2.2 As ligas do sistema Al-Si investigadas

Neste trabalho foram estudadas ligas hipoeutéticas pertencentes ao sistema Al-Si com teores de soluto equivalentes a 3%, 7% e 9%, conforme indica o diagrama de equilíbrio da Figura 3.3. As composições químicas dos metais empregados na elaboração das mesmas são apresentadas na Tabela 3.1. As propriedades termofísicas de cada uma das ligas investigadas são mostradas na Tabela 3.2.

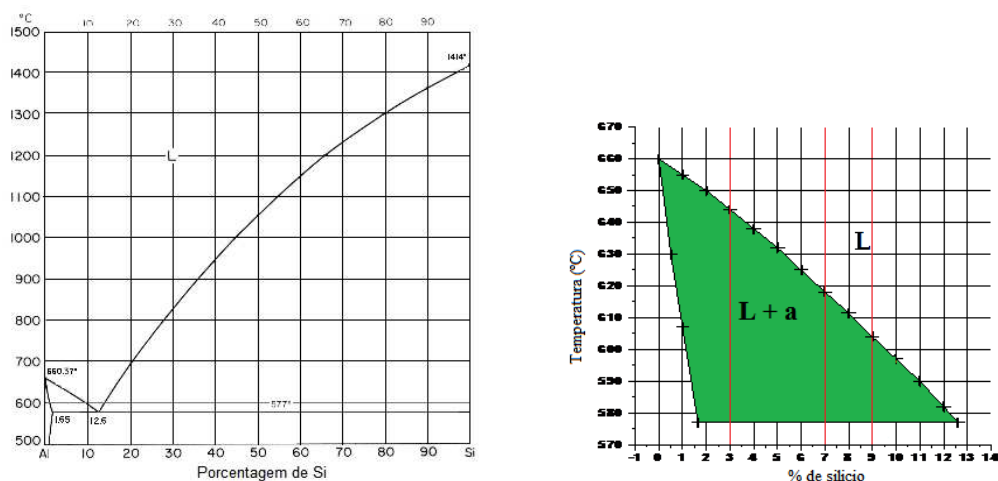


Figura 3.3 - Representação esquemática do diagrama de fases do sistema Al-Si indicando as ligas analisadas (Peres, 2004)

Tabela 3.1 - Composição química dos metais utilizados na preparação das ligas (%)

Metal	Al	Fe	Ni	Si	P	Ca	Ti	Zn	Ga	V	Cu
Al	99,7	0,176	0,006	0,062	-	-	0,009	0,007	0,012	0,011	0,005
Si	0,1094	0,3164	0,0102	99,596	0,010	0,0214	0,0455	-	-	-	-

Tabela 3.2 - Propriedades termofísicas das ligas Al-Si utilizadas nos experimentos (Muojekwu, 1995)

Propriedades Termofísicas	Densidade	Calor Latente	Calor Específico	Condutividade Térmica	Temperatura Solidus	Temperatura Liquidus
Símbolo/Unid.	ρ_S [kg/m ³] ρ_L [kg/m ³]	L [J/kg]	c_S [J/kg K] c_L [J/kg K]	K_S [W/m K] K_L [W/m K]	T_{SOL} [°C]	T_{LIQ} [°C]
Al-3%Si	2695	389187	963	121	577	644
	2385		1084	91		
Al-7%Si	2680	397440	963	90	577	610
	2394		1080	90		
Al-9%Si	2670	405548	963	81	577	604
	2399		1078	88		

A escolha das ligas pertencentes ao sistema binário acima mencionado pode ser justificada através dos seguintes motivos:

- As propriedades termofísicas das mesmas são bastante conhecidas.
- O comportamento da TCE nas referidas ligas, para o caso da solidificação unidirecional transiente horizontal, ainda não foi investigado nas condições propostas neste trabalho.
- Ligas do sistema Al-Si são muito importantes sob o ponto de vista industrial.
- As temperaturas envolvidas no processo de solidificação não são elevadas o que torna o processo de obtenção das referidas ligas mais viável.

3.2.3 Equipamentos utilizados na obtenção das ligas

- Forno horizontal de câmara tipo mufla com aquecimento elétrico, marca Brasimet, com controle da temperatura através de termopar instalado no interior da câmara que envia sinais para um controlador do tipo microprocessador que controla a temperatura e permite a programação de rampas de set-point com um relé de tempo, mostrador digital na parte frontal do forno, trabalhando em temperatura de até 1250°C. Potência de 7,7kw, câmara de 25 L, ligado em 220 V/60Hz, mostrado na Figura 3.4.



Figura 3.4 - Forno elétrico tipo mufla

- AMR-Software, marca ALMEMO Data-Control, utilizado para acompanhar, registrar e armazenar os dados obtidos pelos termopares durante o processo de solidificação, possibilitando um monitoramento em tempo real dos dados medidos, através de cinco canais de entrada e dois de saída, fato que possibilita o monitoramento das temperaturas em diferentes posições do metal.
- Balança eletrônica de precisão de 0,01 mg utilizada na pesagem de metais para a elaboração das ligas, ilustrada na Figura 3.5(a).
- Cadinho de carbetto de silício tipo AS-6 da Carbosil com capacidade de 1 litro apresentado na Figura 3.5 (b).



(a)



(b)

Figura 3.5 - (a) Balança eletrônica e (b) Cadinho de carbetto de silício

- Lixadora rotativa utilizada para preparar a superfície dos corpos de prova para o polimento. politriz rotativa, utilizada para polir os corpos de prova.
- Espátula de aço inoxidável revestida com suspensão à base de alumina para retirada da camada de escória formada na superfície livre do banho, momentos antes do vazamento.
- Lixas d'água para metais de granulometrias diversas (60, 100, 180, 320, 400 e 600).

- Haste de aço inoxidável revestida com suspensão à base de alumina para homogeneização do banho por agitação.
- Registrador de temperatura tipo Almemo, modelo 2290-8, apresentando uma configuração que permite a leitura e aquisição direta de temperaturas em até cinco canais de entrada e dois canais de saída mostrado na Figura 3.6.



Figura 3.6 - Registrador de temperaturas

- Tenaz ou garra metálica utilizada para introduzir e retirar o cadinho do forno durante as operações de fusão e vazamento do metal líquido.
- Termopares de Chromel-Alumel do tipo K, com diâmetro de 1,5 mm, com faixa de utilização até 1260°C para mapear horizontalmente os lingotes. A escolha desse tipo de termopar pode ser justificada em função da grande faixa de utilização de temperaturas o que permitiu que o mesmo fosse utilizado para as ligas investigadas, como ilustra a Figura 3.7.



Figura 3.7 – Termopar de Chromel-Alumel do tipo K

3.3 MÉTODOS

3.3.1 Obtenção das ligas Al 3%, 7% e 9% Si e levantamento das respectivas curvas de resfriamento

As ligas foram preparadas a partir de metais comercialmente puros, cujas composições químicas encontram-se indicadas na Tabela 3.1. O processo para obtenção das ligas é descrito a seguir:

- Os componentes das ligas foram pesados em balança eletrônica de precisão com suas respectivas quantidades em peso.
- Em seguida, as ligas foram fundidas em um forno elétrico tipo mufla em um cadinho de carbetto de silício, revestido internamente por uma camada protetora de tinta de alumina.
- A temperatura do forno foi programada para garantir um superaquecimento de 10% acima da temperatura *liquidus* das ligas analisadas.
- Em seguida, o cadinho foi retirado do forno e o metal líquido homogeneizado, várias vezes, por aproximadamente 15 segundos.
- Após esta etapa, ocorreu o vazamento do metal líquido no interior da lingoteira, estando os termopares devidamente posicionados e o registrador devidamente acoplado ao computador.
- Alcançada a temperatura de vazamento de interesse (10% acima da linha *liquidus*), o dispositivo de solidificação foi desligado e o processo de refrigeração então iniciado através de um fluxo de água com vazão constante injetado na superfície externa frontal da chapa molde do dispositivo.
- Solidificação unidirecional do material na lingoteira.

As curvas de resfriamento das ligas foram obtidas através do registro de temperaturas a cada segundo até a completa solidificação da liga. Os dados foram armazenados em um registrador de temperaturas do tipo AMR–CONTROL, marca ALMEMO. Os dados armazenados no mesmo foram tratados em software específico para plotagem das curvas de cada liga analisada.

3.3.2 Procedimento Experimental para Determinação das Variáveis Térmicas de Solidificação (h_i , V_L , T_R e G_L)

Para cada liga analisada as temperaturas foram monitoradas durante a solidificação com base na obtenção de curvas experimentais da variação da temperatura com o tempo para diferentes posições de termopares, todos conectados por meio de um cabo coaxial a um registrador de dados interligado a um computador. As posições dos termopares no interior do molde foram definidas em 5, 10, 15, 30 e 50 mm em relação à câmara refrigerada, medidas essas confirmadas através de um paquímetro, monitorando assim a extração unidirecional de calor. Em seguida, os dados obtidos relacionados à temperatura em função do tempo foram armazenados em um registrador de temperaturas do tipo AMR – Software, marca “ALMEMO”, modelo 2290 – 8.

Para efeito do cálculo dos valores do coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde (h_i) foi utilizado o perfil térmico correspondente ao termopar mais próximo à câmara de refrigeração, posição para a qual a eventuais perdas de calor pelas laterais da lingoteira para o meio ambiente são mais improváveis, o que assegura a unidirecionalidade do fluxo de calor. O método aplicado para a determinação de h_i utilizou o arquivo contendo o monitoramento experimental das temperaturas e um programa numérico, que simula as condições da solidificação unidirecional com o fluxo de calor extraído na direção horizontal (Ferreira, 2004). Os dados térmicos experimentais foram comparados com aqueles simulados numericamente e, por meio de um processo iterativo, foi determinado o perfil transitório de h_i , que forneceu o melhor ajuste entre as curvas.

As velocidades experimentais da isoterma *liquidus* (V_L) foram determinadas através das derivadas das funções $P=f(t)$ obtidas para cada liga, isto é, $V_L=dP/dt$. A função $P=f(t)$ foi

obtida experimentalmente pela interseção das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, ou seja, a partir da T_L das ligas traça-se uma reta paralela ao eixo do tempo indicado no gráfico que representa os perfis térmicos. Através das interseções dessa reta com os perfis térmicos, obtém-se o tempo correspondente. Este tempo pode ser definido como sendo o tempo de passagem da isoterma *liquidus* em cada posição do termopar. Os resultados dos pares ordenados (P, t) obtidos a partir do procedimento em questão permite que seja traçado um gráfico experimental da posição da isoterma *liquidus* com o tempo.

A taxa de resfriamento (T_R) para cada posição dos termopares, em todas as composições, foi obtida experimentalmente a partir das interseções das retas de cada temperatura *liquidus* (T_L) com os perfis térmicos em cada posição dos termopares, através do resultado da leitura direta do quociente das temperaturas imediatamente antes e depois da T_R e dos tempos correspondentes, isto é, $dT_R = dT/dt$. Procedimento semelhante é utilizado por Okamoto-Kishitake (1975).

Os gradientes térmicos (G_L) são obtidos a partir dos valores experimentais da velocidade e da taxa de resfriamento, pela relação $T_R = G_L \cdot V_L$.

3.3.3 Procedimento metalográfico para a obtenção das macroestruturas

Após o processo de obtenção dos lingotes amostras dos mesmos foram preparadas visando a caracterização macroestrutural das ligas investigadas através de técnicas metalográficas tradicionais propostas na literatura.

Os lingotes foram seccionados longitudinalmente e, posteriormente, polidos em lixadeira manual utilizando-se lixas d'água de carbetto de silício de granulometrias variáveis em uma seqüência crescente (60,120, 180, 320, 400 e 600 mesh). Após a ultima operação de lixamento, utilizou-se água corrente na limpeza das superfícies com o objetivo de eliminar-se resíduos e manchas existentes.

Finalmente, as superfícies das amostras foram atacadas com reagente químico adequado, cuja composição foi 5 ml HF, 30 ml HNO₃, 60 ml HCl e 5 ml H₂O (Peres, 2004). Os respectivos ataques foram realizados por imersão da superfície das amostras durante

aproximadamente vinte segundos, tempo suficiente para que as macroestruturas de solidificação desejadas fossem perfeitamente reveladas.

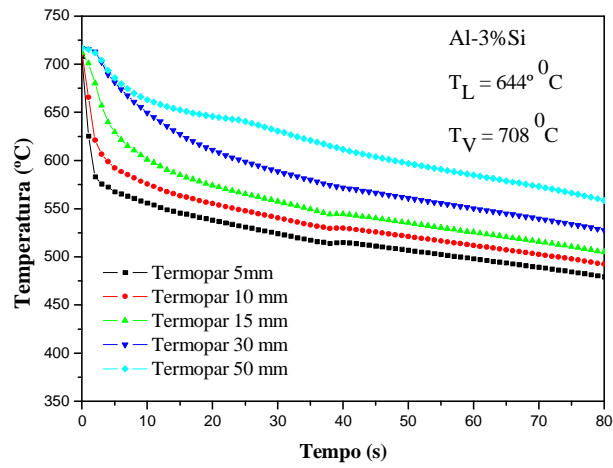
CAPÍTULO 4: RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 COEFICIENTE DE TRANSFERÊNCIA DE CALOR METAL/MOLDE (h_i)

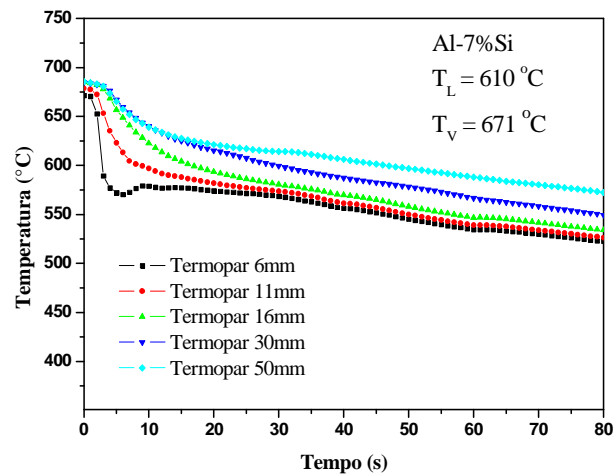
Por meio do confronto entre os perfis térmicos obtidos no dispositivo de solidificação projetado e aferido por Silva (2007) e os perfis gerados pelo modelo matemático apresentado por Ferreira (2004), determinou-se o perfil transitório do coeficiente de transferência de calor metal/molde para cada liga estudada. Para efeito de determinação dos valores de h_i foi utilizado o perfil térmico referente ao termopar localizado mais próximo da superfície refrigerada (5 mm) uma vez que eventuais perdas de calor através das paredes laterais do molde são mais improváveis para esta posição, o que assegura melhores condições de unidirecionalidade para o fluxo de calor.

Devem ser tomados alguns cuidados ao tentar explicar-se a tendência geral do comportamento do h_i de uma liga qualquer pois importantes fatores tais como o teor de soluto, a fluidez da liga, o intervalo de solidificação, a direção do crescimento e as propriedades termofísicas do metal e do molde são alguns daqueles que influenciam essa tendência. Somente a integração de tais fatores permitirá estabelecer o efeito do teor de soluto sobre o h_i .

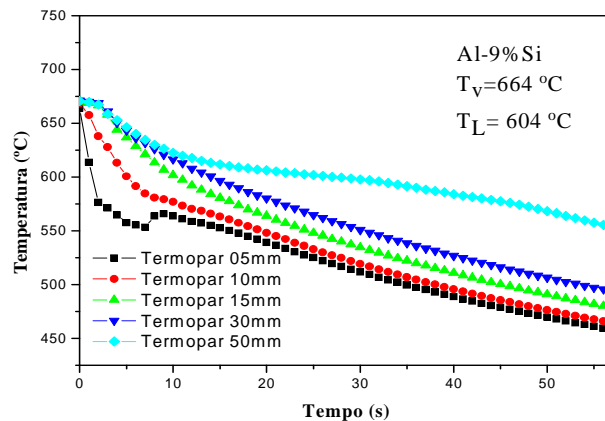
Assim, a Figura 4.1 mostra os resultados experimentais da curva de resfriamento obtidos para as ligas estudadas. A Figura 4.2 compara os valores experimentais com valores teóricos fornecidos pelo método numérico anteriormente mencionado indicando a equação na forma de potência, capaz de fornecer os valores assumidos pelo coeficiente de transferência de calor interfacial durante o processo de solidificação. Pode-se observar que foi obtida uma significativa concordância entre os resultados teóricos e experimentais.



(a)

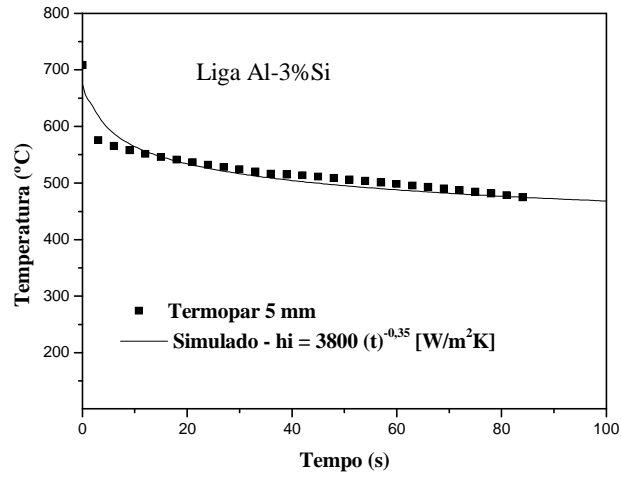


(b)

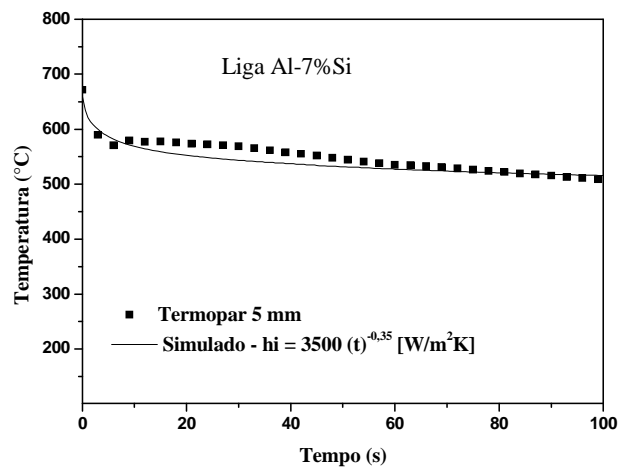


(c)

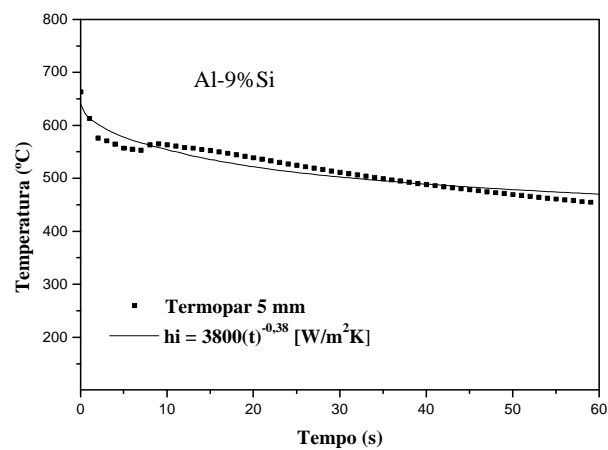
Figura 4.1 - Curvas experimentais de resfriamento das ligas (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si para os termopares localizados em diferentes posições a partir da interface metal/molde. T_V é a temperatura de vazamento



(a)



(b)



(c)

Figura 4.2 - Curvas teóricas e experimentais de resfriamento correspondentes ao termopar localizado a 5 mm da superfície do molde das ligas (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si e seus respectivos valores de h_i

A Figura 4.3 compara os perfis de h_i durante a solidificação horizontal das ligas Al-Si investigadas. Nota-se que os perfis de h_i sofrem uma drástica redução nos instantes iniciais do processo, principalmente nos primeiros dez segundos, em seguida ocorre uma gradual redução nos valores dos mesmos e, finalmente, estes permanecem praticamente constantes até o final da solidificação. Comparando-se os perfis apresentados, verifica-se que os valores de h_i praticamente não são influenciados pela variação da composição das ligas, ou seja, o aumento no teor de soluto parece não influenciar o processo de contração do lingote que tenderia a produzir diferentes quantidades de vazios na interface metal/molde e, por conseguinte, diferentes valores para h_i . Convém salientar, que o teor de soluto não exerce uma influência absoluta sobre os valores de h_i , pois as propriedades termofísicas dos materiais em contato, a geometria e dimensão da peça, a presença de revestimentos superficiais, a fluidez da liga, etc também devem ser considerados na determinação do coeficiente.

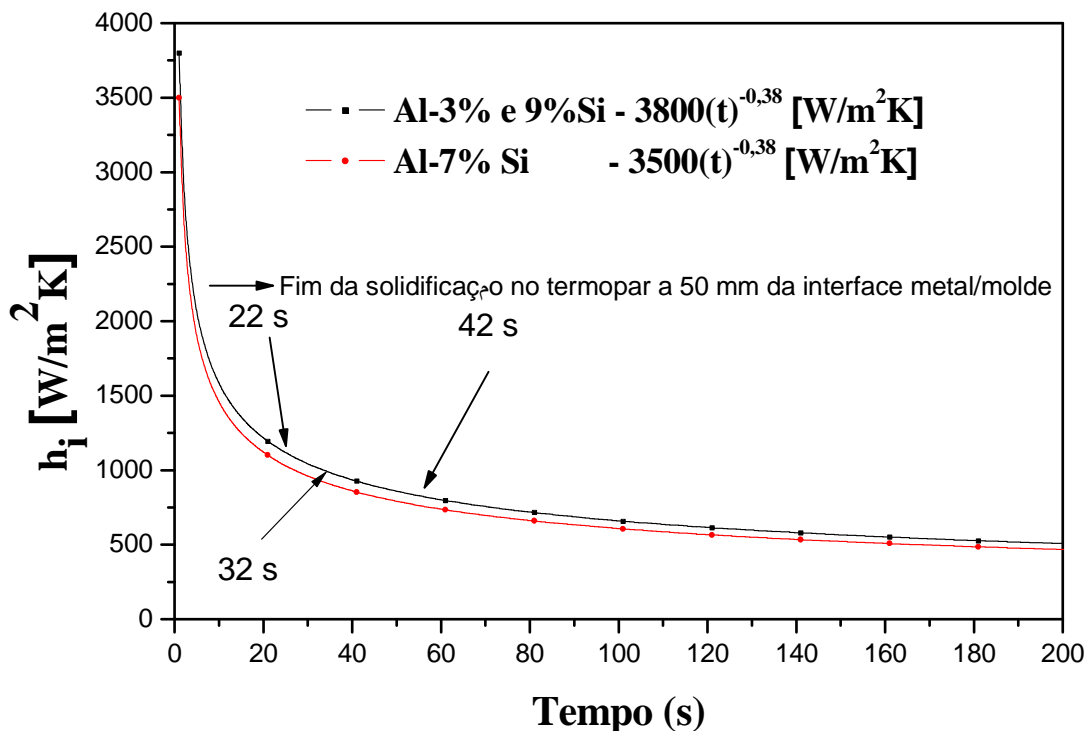


Figura 4.3 - Coeficientes de transferência de calor em função do tempo para as ligas analisadas

A Tabela 4.1 apresenta os valores obtidos neste trabalho e aqueles levantados por Peres et al. (2004) para o coeficiente de transferência de calor na interface metal/molde durante a solidificação direcional transiente das ligas Al-3%Si, Al-7%Si e Al-9%Si em sistemas com diferentes configurações. A condição de contato térmico na interface metal-molde assumida

pelos autores foi padronizada com a extração de calor sendo realizada através de superfície de contato polida.

Tabela 4.1 - Valores dos coeficientes de transferência de calor na interface metal/molde obtidos para as ligas investigadas neste trabalho e aqueles levantados por Peres et al. (2004)

Autor	Sistema	Convecção no Líquido	Condição do Molde	Ligas	Temp. de Vazamento (°C)	h_i (W/m ² K)
Peres et al.	Vertical Ascendente	Não	Aço Inox Polido	Al-3%Si	646	4800 (t) ^{-0,09}
				Al-7%Si	612	3900 (t) ^{-0,09}
				Al-9%Si	606	3300 (t) ^{-0,09}
Este trabalho	Horizontal	Sim	Aço Inox Polido	Al-3%Si	708	3800 (t) ^{-0,38}
				Al-7%Si	671	3500 (t) ^{-0,38}
				Al-9%Si	664	3800 (t) ^{-0,38}

A Figura 4.4 apresenta o perfil de h_i durante a solidificação horizontal das ligas estudadas. Nota-se que o mesmo sofre uma drástica redução nos instantes iniciais do processo, principalmente nos primeiros dez segundos, em seguida ocorre uma gradual redução nos valores do mesmo e, finalmente, estes permanecem praticamente constantes até o final da solidificação. Alguns cuidados devem ser tomados ao tentar explicar-se a tendência geral do comportamento do h_i de uma liga qualquer pois importantes fatores tais como o teor de soluto, a fluidez da liga, o intervalo de solidificação, a direção do crescimento e as propriedades termofísicas do metal e do molde são alguns daqueles que influenciam essa tendência. Somente a integração de tais fatores permitirá estabelecer o efeito do teor de soluto sobre o h_i .

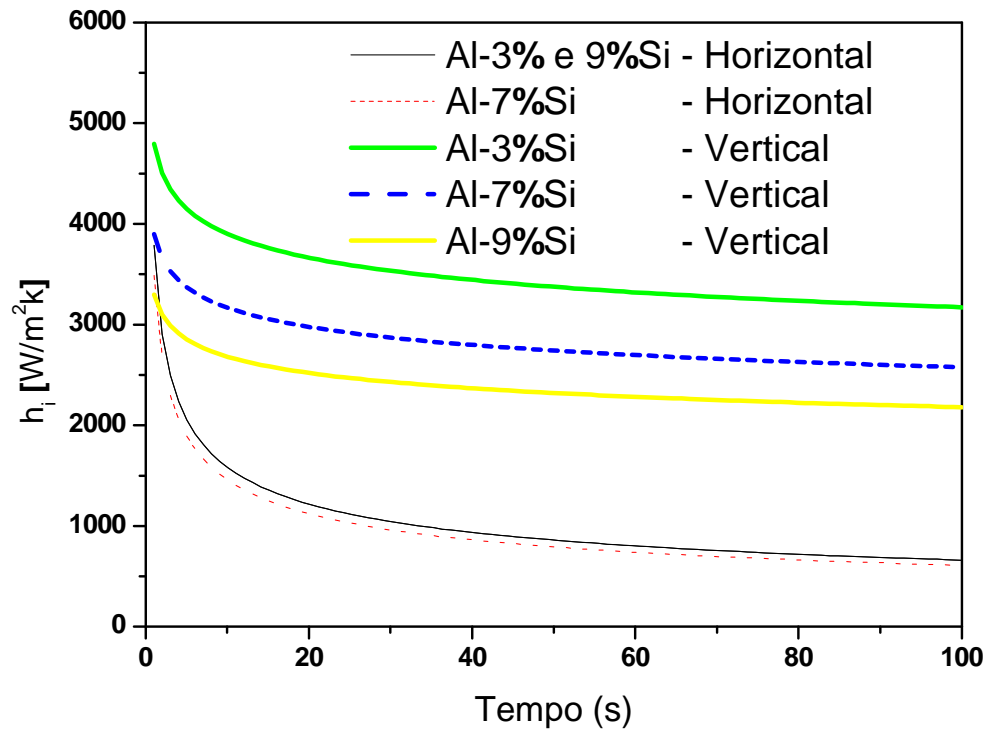


Figura 4.4 - Coeficientes de transferência de calor em função do tempo para as ligas Al-3%Si, Al-7%Si e Al-9%Si solidificadas nas direções horizontal e vertical ascendente

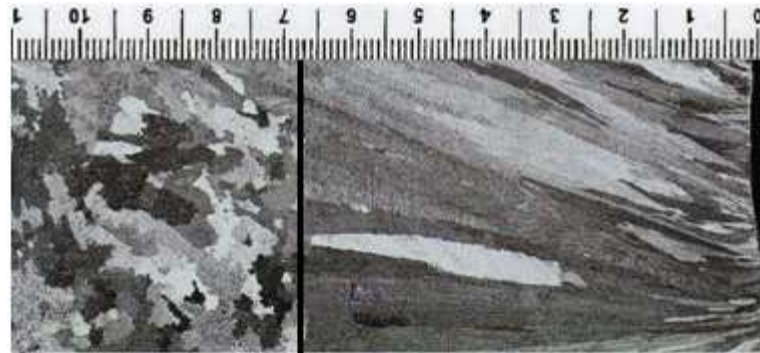
CAPÍTULO 5: RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 DETERMINAÇÃO DA TRANSIÇÃO COLUNAR/EQUIAXIAL E CORRELAÇÃO COM PARÂMETROS TÉRMICOS DE SOLIDIFICAÇÃO

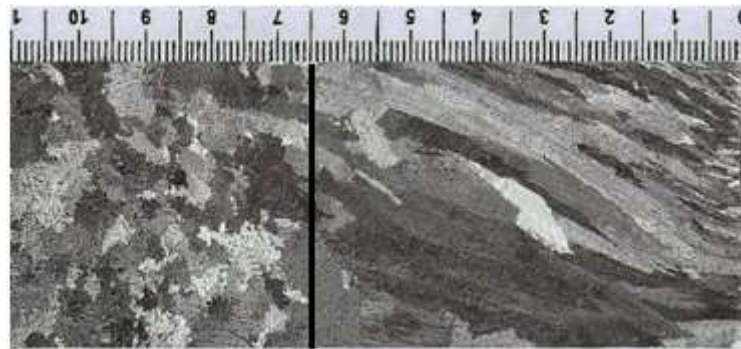
A Transição Colunar/Equiaxial (TCE) é dependente das variáveis térmicas de solidificação (G_L , V_L e T_R), sendo que estas variam com o tempo e a posição da isoterma liquidus durante o processo de mudança de fase.

As macroestruturas das ligas solidificadas unidirecionalmente, segundo as condições assumidas neste trabalho, são apresentadas na Figura 5.1. Observa-se que a transição estrutural da zona colunar para a zona equiaxial ocorreu a 68, 65 e 65 mm da interface metal / molde, respectivamente, para as ligas Al-3% Si, Al-7% Si e Al-9% Si, ou seja, o aumento da concentração de soluto nas ligas estudadas parece não ter influenciado de maneira significativa a posição experimental da referida transição estrutural, o que confirma os resultados obtidos por Gandin (2000) ao analisar a solidificação direcional de ligas Al-Si por meio de um método teórico-experimental baseado na equação do fluxo de calor unidimensional. Segundo este autor, a TCE ocorreu aproximadamente na mesma posição em que foi observada a velocidade máxima da isoterma liquidus, Gandin sugere a refusão de braços dendríticos e a desestabilização macroscópica da interface como mecanismos básicos para a formação de grãos equiaxiais à frente da zona colunar e a consequente ocorrência da TCE. Além disso, a TCE é influenciada pelas condições térmicas locais do líquido, ou seja, o gradiente térmico no líquido à frente da interface colunar dendrítica em crescimento diminui gradativamente à medida que o processo de solidificação evolui. Após o mesmo alcançar valores próximos de zero, ocorrem as máximas velocidades da frente colunar dendrítica. Dessa maneira, observa-se que a TCE ocorre como consequência de um gradiente térmico praticamente nulo no líquido independentemente, portanto, da concentração de soluto das ligas Al-Si. Com base no exposto, Gandin conclui que o teor de soluto nas ligas estudadas (Al-3%Si, Al-7%Si e Al-11%Si) não parece influenciar de maneira significativa a posição da TCE.

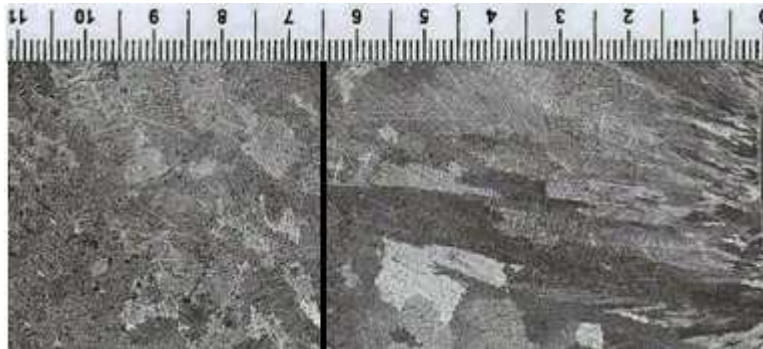
A principal característica da TCE mostrada pelas macroestruturas abaixo é que a mesma ocorre essencialmente em um plano vertical paralelo à interface metal/molde.



(a)



(b)

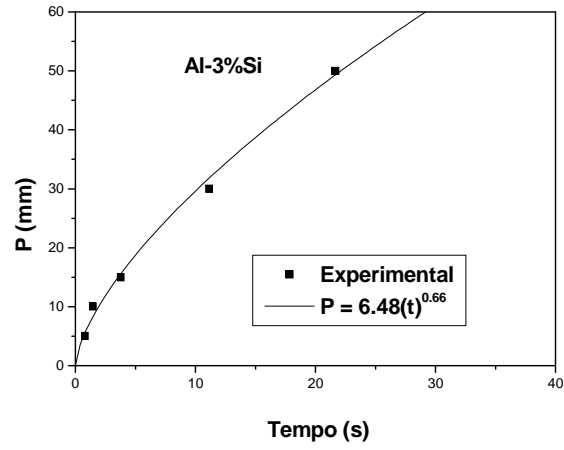


(c)

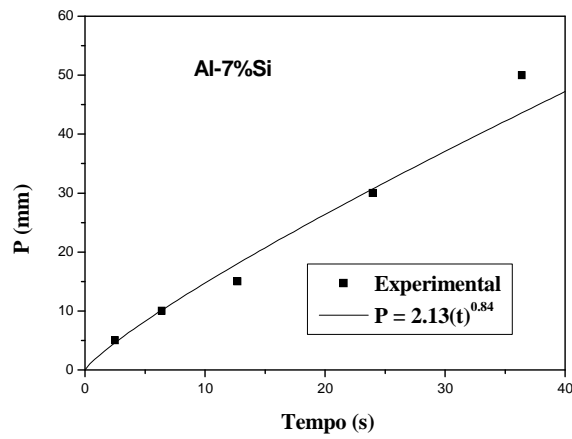
Figura 5.1 - Macroestruturas de solidificação das ligas investigadas: (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e Al-9%Si

Para determinar os valores das variáveis térmicas de solidificação V_L , G_L , e T_R , que variam tanto em função do tempo como da posição durante a solidificação, os resultados da análise térmica experimental foram utilizados para o cálculo do deslocamento das isothermas *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do tempo, o que corresponde à passagem da frente líquida por cada termopar. Assim, com base nesses pontos experimentais foram

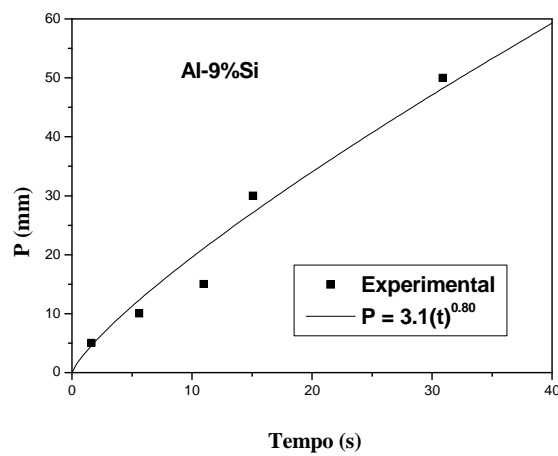
geradas funções potência da posição em função do tempo cujos resultados encontram-se apresentados na Figura 5.2.



(a)



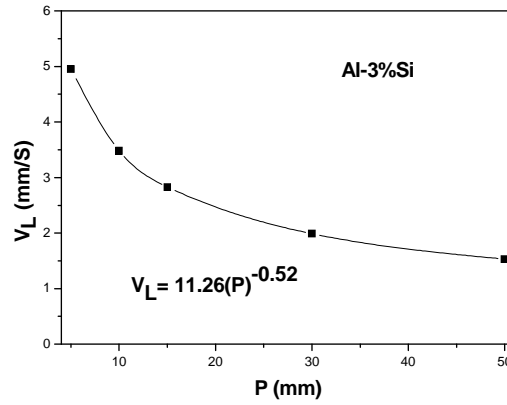
(b)



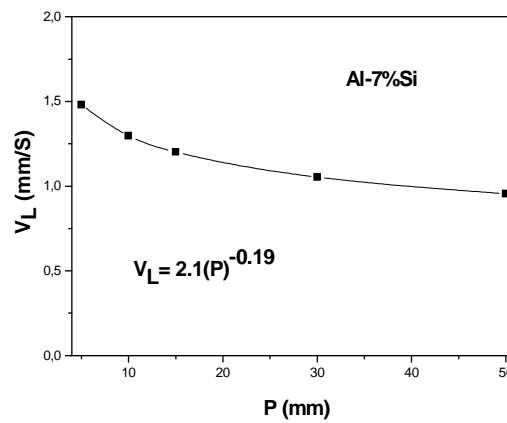
(c)

Figura 5.2 - Posição da isoterma liquidus a partir da interface metal/molde em função do tempo. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si.

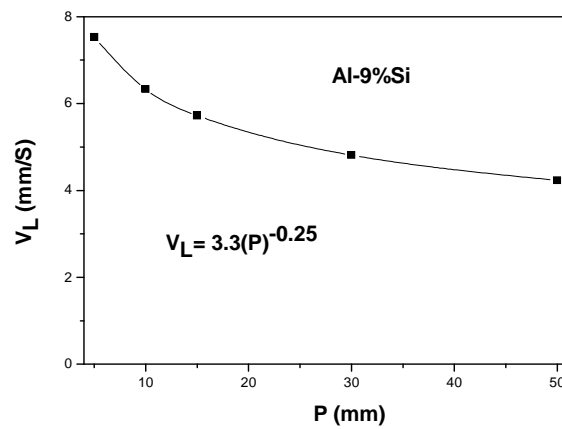
A derivada da função potência da posição com relação ao tempo permitiu a obtenção dos respectivos valores experimentais para as velocidades das isothermas *liquidus* (V_L) das ligas analisadas. Os resultados conseguidos são mostrados na Figura 5.3.



(a)



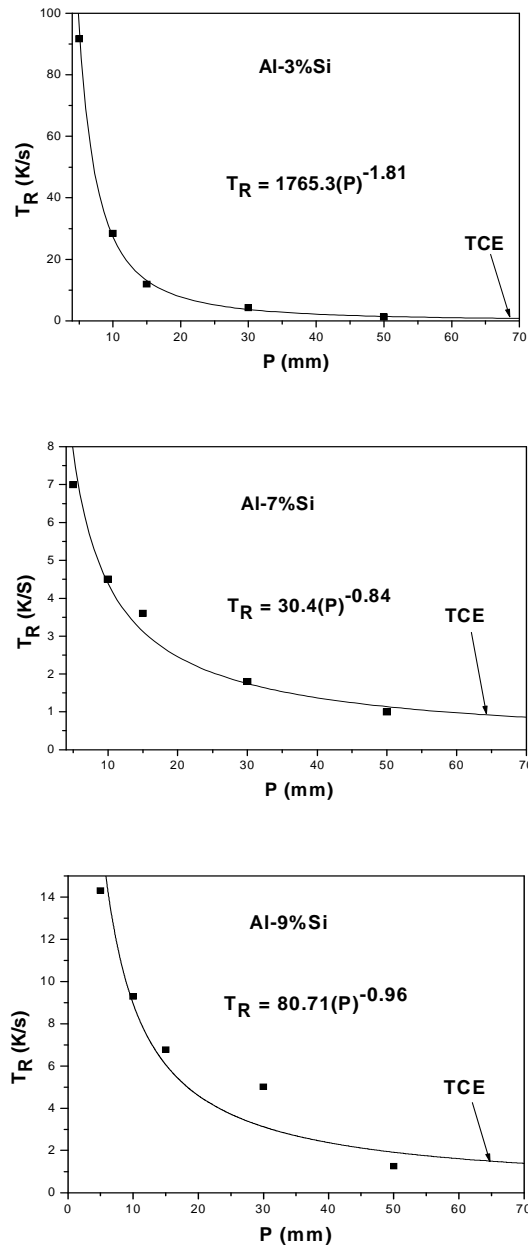
(b)



(c)

Figura 5.3 - Velocidade da isoterma *liquidus* a partir da interface metal/molde em função do posição. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si

Por outro lado, os valores das taxas de resfriamento (T_R) foram determinados considerando os dados da análise térmica experimental obtidos após a passagem da frente líquida por cada termopar. Os resultados obtidos estão indicados na Figura 5.4.



(c)

Figura 5.4 - Taxa de resfriamento a partir da interface metal/molde em função do posição. (a) Al-3%Si, (b) Al-7%Si e (c) Al-9%Si

Finalmente, os gradientes térmicos (G_L) referentes a cada liga estudada foram determinados através de relações analíticas entre as respectivas taxas de resfriamento e as velocidades das isothermas liquidus, ou seja, $T_R = G_L V_L$ (Spinelli et al 2004). Os resultados

experimentais da posição da transição colunar-equiaxial das ligas investigadas em função dos correspondentes parâmetros térmicos obtidos neste trabalho são apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à posição da TCE

Liga	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	T_R (K/s)	TCE posição (mm)
Al-3%Si	1,24	0,68	0,84	68
Al-7%Si	0,94	0,94	0,88	65
Al-9%Si	1,16	1,26	1,46	65

A Tabela 5.2 compara os resultados obtidos no presente trabalho experimental e aquele levantado por Peres et al (2004) com relação aos valores de V_L , G_L , e T_R na posição em que ocorre a transição colunar-equiaxial durante a solidificação das ligas Al-3%Si e Al-7%Si em sistemas com diferentes configurações.

Tabela 5.2 - Parâmetros térmicos de solidificação associados à posição da TCE obtidos neste trabalho e por outros autores para as ligas investigadas

Autor	Sistema	Convecção no líquido	Ligas	V_L (mm/s)	G_L (K/mm)	T_R (K/s)	Posição TCE (mm)
Peres et al. (2004)	Vertical Ascendente	Não	Al-3%Si	0,50	0,32	0,16	94
			Al-7%Si	0,45	0,33	0,15	95
			Al-9%Si	0,20	0,39	0,52	97
			Média	0,38	0,35	0,28	95
Presente trabalho	Horizontal	Sim	Al-3%Si	1,24	0,68	0,84	68
			Al-7%Si	0,94	0,94	0,88	65
			Al-9%Si	1,16	1,26	1,46	65
			Média	1,11	0,96	1,06	66

Pode-se observar que, em ambos os casos, o comprimento da zona colunar parece não ter sido influenciado pelo aumento do teor de soluto nas ligas estudadas. Os resultados obtidos durante a solidificação direcional vertical ascendente mostram que as observações de Peres

(2004) foram conduzidas sob condições de menores valores para as velocidades da isoterma liquidus, gradientes térmicos no líquido e taxas de resfriamento quando comparados com aqueles encontrados no presente estudo. Apesar das variáveis térmicas envolvidas durante a transição colunar-equiaxial apresentarem similaridade apenas para o caso da solidificação vertical ascendente, é possível identificar um único critério para ambos os casos no que se refere à ocorrência da TCE. Tal critério é baseado nas respectivas taxas de resfriamento verificadas tendo o mesmo sido proposto por Siqueira (2002) e Spinelli (2004) ao investigarem a solidificação direcional de ligas Sn-Pb nos sistemas verticais ascendente e descendente. Assim, os resultados experimentais apresentados na Tab. 4.3 sugerem que para o caso das ligas Al-Si analisadas a TCE, sob condições transientes de extração de calor, ocorre quando uma taxa de resfriamento crítica é alcançada à frente da zona colunar em torno de 0,16 K/s durante a solidificação direcional vertical ascendente e de 0,86 K/s para o caso da solidificação direcional horizontal, com o crescimento colunar prevalecendo para taxas de resfriamento mais elevadas que estes valores críticos. Se T_R não alcançar o valor crítico, não ocorrerá a TCE. É importante notar, que o fim da zona colunar durante a solidificação horizontal é abreviado por uma taxa de resfriamento crítica aproximadamente cinco vezes e meia maior que aquela observada durante a solidificação vertical ascendente das ligas analisadas. Tal fato pode ser justificado em função da rejeição de soluto para o líquido, durante a transformação líquido/sólido, provocar um aumento na densidade do líquido e a diferença na densidade promover convecção interdendrítica. Logo, os efeitos de correntes de convecção no líquido induzidos pela segregação de soluto pode estimular a formação de grãos equiaxiais a partir dos grãos colunares onde parte de suas ramificações dendríticas secundárias são quebradas sendo então liberadas para a região localizada à frente da interface sólido/líquido. Os ramos dendríticos separados da zona colunar devem encontrar condições de crescimento no líquido à frente da interface de solidificação a fim de constituírem a zona equiaxial estimulando dessa maneira a ocorrência da TCE.

CAPITULO 6: CONCLUSÕES

O estudo teórico-experimental desenvolvido neste trabalho, somado às comparações realizadas tendo como referência outros trabalhos anteriormente realizados sobre o assunto, permitem que sejam extraídas as seguintes conclusões:

- ✓ Este estudo teórico-experimental foi capaz de prever satisfatoriamente os perfis de h_i das ligas Al-Si estudadas quando solidificadas direcionalmente em um sistema horizontal refrigerado a água sob condição transiente de extração de calor.
- ✓ Os valores de h_i podem ser representados por equações na forma de potência em função do tempo. Os valores calculados para as ligas Al-3%Si, Al-7%Si e Al-9%Si foram, respectivamente, $3800 (t)^{-0,38}$, $3500 (t)^{-0,38}$ e $3800 (t)^{-0,38}$. A variação do teor de soluto não influenciou significativamente os resultados.
- ✓ A análise comparativa realizada entre os resultados deste trabalho e resultados obtidos em um sistema vertical ascendente revela importantes diferenças nos valores de h_i quando são considerados sistemas de solidificação que permitem diferentes direções de crescimento do sólido em relação ao vetor gravidade.
- ✓ Os resultados experimentais obtidos para h_i representam valores que são válidos somente para as condições particulares em que foram medidos podendo ser utilizados, portanto, apenas como referência em outros tipos de aplicações práticas.
- ✓ A TCE ocorre essencialmente em um plano vertical paralelo à interface metal/molde.
- ✓ A TCE ocorre quando o gradiente de temperatura no líquido à frente da zona colunar varia de 0,68 a 0,94 K/mm e quando a velocidade da isoterma liquidus atinge valores entre 0,94 e 1,24 mm/s.
- ✓ O aumento da concentração de soluto nas ligas estudadas parece não influenciar de maneira significativa a posição experimental da TCE.

- ✓ A convecção no líquido induzida pela segregação de soluto parece favorecer a TCE a qual acontece quando uma taxa de resfriamento crítica em torno de 0,86 K/s é alcançada à frente da zona colunar. Se T_R não alcançar o valor crítico, não ocorrerá a TCE.
- ✓ A convecção termossolutal estimula a formação de grãos equiaxiais, e conseqüentemente a ocorrência da TCE, por meio da quebra de dendritas dos grãos colunares que são então liberadas para a região de líquido localizada à frente da interface de solidificação onde encontram condições de crescimento.
- ✓ A comparação dos resultados encontrados neste trabalho com estudos desenvolvidos anteriormente com respeito à ocorrência da TCE nas ligas solidificadas unidirecionalmente no sistema vertical ascendente, segundo as mesmas condições assumidas neste trabalho, indica que o critério proposto na literatura baseado em uma taxa de resfriamento crítica pode ser aplicado ao presente estudo.

6.1 TRABALHOS CIENTÍFICOS ORIUNDOS DESTA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

Os resultados encontrados e as conclusões obtidas nesta Dissertação de Mestrado originaram os seguintes trabalhos científicos:

- Análise da Transição Colunar/Equiaxial de Ligas do Sistema Al-Si Durante a Solidificação Unidirecional Horizontal Sob Condição Transiente de Extração de Calor, VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica – CONEM, Campina Grande – Pb, 2010.
- Determinação do Coeficiente de Transferência de Calor Interfacial Durante a Solidificação Direcional Transiente de Ligas Al-Si em Sistemas Horizontais, 19 Congresso Brasileiro Engenharia e Ciência dos Materiais – CBECiMat, Campos do Jordão – SP, 2010.
- Determinação do Coeficiente de Transferência de Calor Interfacial durante a solidificação direcional horizontal da liga Al-9%Si, 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF, Caxias do Sul – RS, 2011. Trabalho aceito a ser apresentado.
- Influence of Thermosolutal Convection on the Columnar to Equiaxed Transition in Unsteady-State Directional Solidification of Al-9wt%Si Alloy, 7th International Conference on Diffusion in Solids and Liquids - DSL, Algarve – Portugal, 2011. Trabalho aceito a ser apresentado.
- The Columnar to Equiaxed Transition of Horizontal Unsteady-State Directionally Solidified Al-Si Alloys. Periódico Journal of Materials Processing Technology (Qualis CAPES A2 / ISSN 0924-0136) Trabalho científico submetido em 02/02/2011.

6.2 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos, as discussões realizadas e as conclusões apresentadas neste trabalho as principais linhas de pesquisa sugeridas a partir do mesmo, para a análise do fenômeno da solidificação horizontal unidirecional, são as seguintes:

- ✓ Desenvolver estudos que correlacionem a posição da Transição Colunar/Equiaxial (TCE) para ligas de outros sistemas binários considerando diferentes teores de soluto.
- ✓ Desenvolver estudos que correlacionem a posição da Transição Colunar/Equiaxial (TCE) para ligas de outros sistemas binários considerando diferentes dispositivos de solidificação unidirecional (horizontal, vertical ascendente e vertical descendente).
- ✓ Desenvolver estudos que correlacionem a posição da Transição Colunar/Equiaxial (TCE) para ligas de outros sistemas binários considerando diferentes tipos de moldes (refrigerado, maciço, etc) e lingotes de diferentes dimensões.
- ✓ Analisar espaçamentos dendríticos primários, secundários e terciários para ligas não ferrosas através da solidificação unidirecional horizontal refrigerada à água em regime transitório de extração de calor sujeita à ação de convecção natural devido o efeito do soluto.
- ✓ Investigar a influência da convecção natural proporcionada pela variação do teor de soluto nos espaçamentos interdendríticos e nas propriedades mecânicas de ligas não ferrosas.

REFERÊNCIAS

ALMEIDA, A. C. O. Influência do Superaquecimento e da Altura de Vazamento na Formação da Macroestrutura de Solidificação do Alumínio e do Eutético Al-33cu em Lingoteiras de Dimensões Variáveis. 1999. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Pará, Belém, 1999.

ARES, A. E.; SCHVEZOV, C. E. Solidification Parameters During The Columnar-to-Equiaxed Transition in Lead-Tin Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**. v. 31A, p. 1611-25, 2000.

BADILLO, A.; BECKERMANN, C. Phase-Field Simulation of the Columnar-to-Equiaxed Transition in Alloy Solidification. **Acta Materialia**. v. 54, p. 2015-2026, 2006.

BURDEN M. H.; HUNT, J. D. A Mechanism for The Columnar to Equiaxed Transition in Casting or Ingots. **Metallurgical Transactions**, 1975, v. 6A, p. 240-41.

_____. Cellular and Dendritic Growth I. **Journal Crystal Growth**. v. 22 (2), p. 99-108, 1974.

_____. Cellular and Dendritic Growth II. **Journal Crystal Growth**. v. 22, n. 2, p. 109-116, 1974.

_____.Extent of Eutetic Range. **Journal Crystal Growth**. v.. 22 (4) pp. 328-330, 1974.

CANTÉ, M. V. Experimental analysis of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al-Ni and Al-Sn alloys. **Materials Letters**. v. 61, p. 2135-2138, 2007.

CHALMERS, B. **Principles of Solidification**. New York: Mcgraw - Hill, 1964.

DOHERTY, R. D. et al. On The Columnar-to-Equiaxed Transition in Small Ingots. **Metallurgical Transactions**. v. 8A, p. 397, 1977.

DONG, H.B.; Lee P.D. Simulation of the columnar-to-equiaxed transition in directionally solidified Al–Cu alloys. **Acta Materialia**. v. 53, p. 659–668, 2005.

FERREIRA, I. L. **Análises Numérica, Analítica e Experimental da Macrossegregação Inversa na Solidificação**. 2004. Tese (Doutorado)- Universidade de Campinas, Campinas, 2004.

FLOOD, S. C.; HUNT, J. D. Columnar and Equiaxed Growth I. A Model of a Columnar Front With a Temperature Dependent Velocity. **Journal of Crystal Growth**. v. 82, p. 543-51, 1987.

_____. Columnar and Equiaxed Growth II. Equiaxed Growth Ahead of a Columnar Front. **Journal of Crystal Growth**. v. 82, p. 552-60, 1987.

GANDIN, Ch.-A. From Constrained to Unconstrained Growth During Directional Solidification. **Acta Materialia**. v. 48, p. 2483-2501, 2000.

GARCIA, A. **Solidificação: fundamentos e aplicações**. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2007.

HUNT, J.D. Steady State Columnar and Equiaxed Growth of Dendrites and Eutetic. **Materials Science and Engineering**. v. 65, p. 75-83, 1984.

Ludwig, A.; Wu, M. Modeling the columnar-to-equiaxed transition with a three-phase eulerian approach **Materials Science and Engineering**. 2005. p. 413–414.

MAHAPATRA, R. B.; WEINBERG, F. The Columnar to Equiaxed Transition in Tin-Lead Alloys. **Metallurgical Transactions B**. v. 18B, p.425-32, 1987.

MOUTINHO, D. J. C. **Influência dos Parâmetros Térmicos de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial em Ligas do Sistema Sn-Pb Sob Condições Transitórias de Extração de Calor**. 2007. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

PERES, M. D. **Desenvolvimento da Macroestrutura e Microestrutura na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Al-Si**. 2005. Tese (Doutorado)- Universidade de Campinas, Campinas, 2005.

PERES, M. D.; SIQUEIRA, C. A.; GARCIA, A. Macrostructural and Microstructural Development in Al-Si Alloys Directionally Solidified Under Unsteady-state Conditions. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 381, p. 168-181, 2004.

QUARESMA, J. M. V. **Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica**. 1999. Tese (Doutorado)- Universidade de Campinas, Campinas, 1999.

QUARESMA, J. M. V. et al. Medidas dos Coeficientes de Transferência de Calor Metal/Molde na Solidificação de Metais e Ligas. Anais do VII CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIAS TÉRMICAS-ENCIT, 1998, [s.l.]. **Anais...** 1998. v. 1, p. 615-620.

QUARESMA, J.M.V.; SANTOS, C.A.; GARCIA, A. Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 31A, p. 3167-3178, 2000.

REINHART, G. et al. Investigation of columnar–equiaxed transition and equiaxed growth of aluminium based alloys by X-ray radiography. **Materials Science and Engineering**, p 413–414, 2005.

SANTOS, R. G. **Transformações de Fases em Materiais Metálicos**. Campinas, SP: Editora da Unicamp, 2006.

SILVA, José Nazareno Santos da. **Projeto, Construção e Aferição de um Dispositivo de Solidificação Unidirecional Horizontal Refrigerado à Água**. Dissertação (Mestrado)- Universidade Federal do Pará, Belém, 2007.

SILVA, J.N. The columnar to equiaxed transition during the horizontal directional solidification of Sn–Pb alloys. **Journal of Alloys and Compounds**. v.478, pp. 358–366, 2009.

SIQUEIRA, C. A.; CHEUNG, N.; GARCIA, A. Solidification Thermal Parameters Affecting the Columnar- Equiaxed Transition. **Metallurgical and Materials Transaction A**. v. 33, p.2107-2118, 2002.

_____. The columnar to equiaxed transition during solidification of Sn–Pb alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, 2003, Vol. 351, pp. 126–134.

SIQUEIRA, C. A. **Influência de Parâmetros de Solidificação na Transição Colunar/Equiaxial**. 2002. Tese (Doutorado)- Universidade de Campinas, Campinas, 2002.

SPINELLI, J. E. **Influência da Convecção no Líquido nas Variáveis Térmicas e Estruturas na Solidificação Descendente de Ligas Sn – Pb**. 2005. Tese (Doutorado)Universidade Campinas, Campinas, 2005.

SPINELLI, J.E; FERREIRA, I.L.; GARCIA, A. Influence of Melt Convection on the Columnar to Equiaxed Transition and Microstructure of Downward Unsteady-State Directionally Solidified Sn-Pb Alloys. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 384, p 217-226, 2004.

STURZ, L. et al. Influence of grain refinement on the columnar-to-equiaxed transition in binary Al alloys. **Materials Science and Engineering**. v. 413–414, p. 379–383, 2005.

SURI, V. K., EL-KADDAH, N.; BERRY, J. T. Control of Macrostructure in Aluminum Casting, Part I: Determination of Columnar/Equiaxed Transition for Al-4,5%Cu Alloy. **AFS Transactions**. v. 99, p. 187-91, 1991.

TAN, L.; ZABARAS, N. Multiscale modeling of alloy solidification using a database approach. **Journal of Computational Physics**. v. 227, p. 728-754, 2007.

WANG, F. Y.; BECKERMANN, C. Prediction of Columnar-to-Equiaxed Transition During Diffusion-Controlled Dendritic Alloy Solidification. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 25A, p. 1081, 1994.

ZIV, I.; WEINBERG, F. The Columnar-to-Equiaxed Transition in Al 3 Pct Cu. **Metallurgical Transactions B**. v. 20B, p. 731-34, 1989.